CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA TERMOGRÁFICA PARA AVALIAR O INÍCIO DO DANO EM LÂMINA DE CFRP ENTALHADO

Monique de Jesus Braz Mariano

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Prof. Paulo Pedro Kenedi

Co-orientador: Prof. Lucas Lisbôa Vignoli

Rio de Janeiro
Outubro/2024

UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA TERMOGRÁFICA PARA AVALIAR O INÍCIO DO DANO EM LÂMINA DE CFRP ENTALHADO

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Monique de Jesus Braz Mariano

Banca Examinadora:

_____

Presidente, Professor Dr. Paulo Pedro Kenedi (CEFET/RJ) (orientador)

_____

Professor Dr. Lucas Lisbôa Vignoli (UFRJ- Macaé) (co-orientador)

_____

Professor Dr. Luiz Carlos da Silva Nunes (UFF)

_____

Professor Dr. Ricardo Alexandre Amar de Aguiar (CEFET/RJ)

_____

Professor Dr. Felipe do Carmo Amorim (CEFET/RJ)

Rio de Janeiro

Outubro/2024

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

M333 Mariano, Monique de Jesus Braz
Utilização da técnica termográfica para avaliar o início do dano em lâmina de CFRP entalhado / Monique de Jesus Braz Mariano. — 2024.
51f. + apêndice : il. color. , enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2024.
Bibliografia : f. 46-51
Orientador: Paulo Pedro Kenedi
Coorientador: Lucas Lisbôa Vignoli

1. Materiais compostos. 2. Polímeros. 3. Fibras de carbono. 4. Termografia. I. Kenedi, Paulo Pedro (Orient.). II. Vignoli, Lucas Lisbôa (Coorient.). III. Título.

CDD 620.118

Elaborada pela bibliotecária Tania Mello – CRB/7 nº 5507/04

RESUMO

Utilização da técnica termográfica para avaliar o início do dano em lâmina de CFRP entalhado

A técnica termográfica é utilizada para capturar o início de danos relacionados a ruptura da matriz de laminado de CFRP (polímero reforçado com fibra de carbono) entalhado submetidos a carregamento crescentes de tração. A termografia identifica o dano inicial na matriz através da medição experimental dos eventos de variação de temperatura. A identificação da danificação inicial de laminado de CFRP entalhado é de grande importância prática, pois ela ocorre bem antes da falha completa deste. Os resultados da técnica termográfica são utilizados como referência experimental para o procedimento multiescala, desenvolvido para avaliar estudar a propagação do dano em laminados compósitos entalhados, minimizando a quantidade de testes experimentais necessários. A modelagem micromecânica combina o módulo de Tsai com o modelo VSPK, enquanto a modelagem macromecânica utiliza o método dos elementos finitos e o critério de falha de Puck. Os resultados mostram uma boa correlação entre os experimentos monitorados utilizando a técnica termográfica e o modelo analítico/numérico desenvolvido.

Palavras-chave: técnica termográfica, CFRP, laminado entalhado, início de dano

ABSTRACT

Use of the thermographic technique to assess the damage onset in notched CFRP laminate

The thermographic technique is used to capture the damage onset related to the rupture of the matrix of notched CFRP (carbon fiber reinforced polymer) laminate subjected to increasing tensile loads. Thermography identifies the damage onset in the matrix through the experimental measurement of concentrated heating events. Identifying the initial damage of notched CFRP laminates is of great practical importance, as it occurs well before its complete failure. The results of the thermographic technique are used as an experimental reference for the multiscale procedure proposed to assess the damage propagation in notched composite laminates, minimizing the number of experimental tests required. The micromechanical modeling combines the Tsai modulus with the VSPK model, while the macromechanical modeling uses the finite element method and the Puck failure criterion. The results show a good correlation between the experiments monitored by the thermography technique and the analytical/numerical model developed.

Keywords: thermographic technique, CFRP, notched laminate, damage initiation

SUMÁRIO

Capítulo 1 - Introdução 13

1.1 Avaliação do início e propagação do dano 14

1.2 Modelos multiescala 15

Capítulo 2 - Metodologia 17

2.1 Combinação do modelo micromecânico VSPK e o módulo de Tsai para a obtenção das propriedades elásticas do laminado e da fibra 18

2.2 Modelo Macromecânico Híbrido para a obtenção das propriedades de resistência do laminado e de seus constituintes 23

Capítulo 3 - Ensaios Experimentais 28

3.1 Fabricação do laminado e dos c.p.s 28

3.1.1. Reforço (fibras de carbono) 28

3.1.2. Matriz polimérica 29

3.1.3. Processo de fabricação do laminado 29

3.1.4. Descrição dos c.p.s 31

3.2 Ensaios termográficos 32

Capítulo 4 – Discussão 35

4.1 Resultados Iniciais 35

4.2 Desenvolvimento 39

4.3 Influência da fração de volume de fibra para laminados entalhados 42

Capítulo 5 - Conclusão 45

Referências Bibliográficas 46

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Fluxograma do Procedimento Híbrido Multiescala 18

Figura 2.2 – Influência das propriedades das fibras no erro absoluto entre o modelo VSPK e o módulo de Tsai.....22

Figura 2.3 – Malha, condições de contorno e de carregamento para o c.p. com furo de d = 25 mm 24

Figura 2.4 – Minimização do erro médio quadrático.....26

Figura 2.5 – Erro médio quadrático de acordo com os pontos projetados.....26

Figura 3.1 – Tecido de fibra de carbono usada na fabricação do laminado de CFRP.....28

Figura 3.2 – Resina epóxi (termoendurecível) HEX 135 e agente catalizador (endurecedor) epóxi HEX 135 SLOW.....29

Figura 3.3 – Prensa hidráulica com aquecimento, usada na fabricação do laminado: (a) visão geral, (b) detalhe do laminado submetido a pressão e a temperatura e (c) detalhe dos mostradores.....30

Figura 3.4 – Laminado após a fabricação.....30

Figura 3.5 – (a) Geometria dos c.p.s (b) C.p. de CFRP entalhado, após o teste, para fins ilustrativos.....31

Figura 3.6 – C.p. de CFRP entalhado montado na máquina de ensaio de materiais INSTRON, com a câmara termográfica acoplada.....32

Figura 3.7 – Resultados experimentais de força vs tempo (linha vermelha) e variação de temperatura vs tempo (barras pretas).....34

Figura 4.1 – Força vs tempo: resultados experimentais e do modelo de EF.....35

Figura 4.2 – f_P^m e f_P^f para a força de início de dano da matriz; F_o^m= 2,58 kN, para a força de início de dano da fibra; F_o^f = 10,15 kN, para a força de ruptura do c.p.; F_r^l= 11,80 kN, para o c.p. de CFRP de *d* = 25 mm.....36

Figura 4.3 - f_P^m e f_P^f para a força de início de dano da matriz, F_o^m = 3,24 kN, para a força de início de dano da fibra; F_o^f = 13,03 kN, para a força de ruptura do c.p.; F_r^l = 18,15 kN, para o c.p. de CFRP de *d* = 16,5 mm.....36

Figura 4.4 – Danos médios do modelo de EF (linha vermelha para danos totais, linha azul para danos de matriz e linha verde para danos de fibra) e variação de temperatura (barras pretas) vs tempo.....39

Figura 4.5 – Comparação das áreas danificadas para o c.p. de CFRP de d = 20 mm: (a) danos acumulados por termografia em regiões mais claras; (b) danos acumulados pelo modelo de EF em amarelo 40

Figura 4.6 – Comparação das áreas danificadas para o c.p. de CFRP de d = 16,5 mm: (a) danos acumulados por termografia em regiões mais claras; (b) danos acumulados pelo modelo de EF em amarelo 40

Figura 4.7 – Força vs tempo (linha vermelha para linha experimental e linha azul para o modelo de EF) e temperatura (barras pretas), com marcações para o início de danos de fibra e matriz para o c.p. de CFRP: (a) d = 25 mm e (b) d = 16,5 mm.....41

Figura 4.8 – Curvas tensão vs deformação normalizadas segundo V_f para o c.p.: (a) d = 25 mm e (b) d = 16,5 mm.....42

Figura 4.9 – Influência de V_f na razão entre: (a) força de início do dano à matriz e força de início do dano à fibra; (b) força de início do dano à matriz e força de ruptura 43

Figura 4.10 – Sensibilidade ao entalhe segundo V_f 44

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades elásticas do laminado e da fibra calibradas combinando modelo VSPK e módulo de Tsai.....22

Tabela 3.1 – Dimensões dos c.p.s utilizados 31

Tabela 4.1 – Comparação entre os resultados experimentais e os de FE.....37

Tabela 4.2 – Calibração das resistências do laminado, matriz e fibra 38

LISTA DE SÍMBOLOS

$[C^*]$ - Matriz de rigidez 3D normalizada

c.p. – Corpo de prova

CFRP – Abreviação em inglês de "Carbon fiber–reinforced polymer", em português "Polímero reforçado com fibra de carbono"

d- Diâmetro do furo

d_c^f – Fator de degradação compressivo da fibra

d_c^m – Fator de degradação compressivo da matriz

d_t^f – Fator de degradação trativo da fibra

d_t^m – Fator de degradação trativo da matriz

e - Espessura

E_1- Módulo de elasticidade longitudinal do laminado

E_1^*- Módulo de elasticidade longitudinal normalizado do laminado

E_1^f- Módulo de elasticidade longitudinal da fibra

E_2- Módulo de elasticidade transversal do laminado

E_2^*- Módulo de elasticidade transversal normalizado do laminado

E_2^f - Módulo de elasticidade transversal da fibra

E^m – Módulo de elasticidade da matriz

EF – Elementos Finitos

f_p^f - Função de falha da fibra

f_p^m – Função de falha da matriz

F – Força aplicada pela máquina de ensaio no c.p.

F_o – Força de início de dano

F_o^f – Força de início de dano na fibra

F_o^m – Força de início de dano na matriz

F_r – Força de ruptura

F_r^l – Força de ruptura do laminado

g_t- Variável auxiliar 1 da equação de S_{22}^t

F_{NI} – Força normal máxima que um c.p. ideal insensível a entalhes pode resistir

G_{12} - Módulo de cisalhamento do laminado no plano

G_{12}^{*} - Módulo de cisalhamento do laminado normalizado no plano

G_{23} - Módulo de cisalhamento do laminado fora do plano

G_{23}^{*}- Módulo de cisalhamento do laminado normalizado fora do plano

G_{12}^{f} - Módulo de cisalhamento da fibra no plano

G_{23}^{f} - Módulo de cisalhamento da fibra fora do plano

G^{m} – Módulo de cisalhamento da matriz

H – Comprimento do c.p.

p_{12}^{t} – Fator multiplicador trativo no plano

S_{11}^{t} - Resistência à tração longitudinal do laminado

S_{12}^{S} - Resistência cisalhante do laminado no plano

S_{22}^{t} - Resistência à tração transversal do laminado

S_{t}^{f} - Resistência a tração da fibra

S_{s}^{m} - Resistência ao cisalhamento da matriz

$[S^{*}]$ - Matriz de flexibilidade normalizada

t - Tempo

$tr[C]$ – Traço da matriz de rigidez normalizada

V_f – Fração volumétrica da fibra

VSPK – Modelo micromecânico desenvolvido por Vignoli, Savi, Pacheco e Kalankarov

W – Largura do c.p.

u_v^c - Densidade de energia de dilatação crítica da matriz

α- Variável auxiliar 1 da equação de γ

β- Variável auxiliar 2 da equação de S_{22}^{t}

ε_n- Deformação normalizada

ξ_{E2} – Função ajustável de E_2

ξ_{G12} - Função ajustável de G_{12}

ξ_{G23} - Função ajustável de G_{23}

ΔT – Faixa de variação de temperatura

κ^{f} - Variável auxiliar 1 da equação de α

κ^m- Variável auxiliar 2 da equação de α

γ- Variável auxiliar 1 da equação de g_t

σ_{11}- Tensões normais longitudinais

σ_{12}- Tensões cisalhantes no plano

σ_{22}- Tensões normais transversais

σ_n- Tensão normalizada

ν_{12} - Coeficiente de Poisson do laminado no plano

ν_{12}^*- Coeficiente de Poisson do laminado normalizado no plano

ν_{12}^f - Coeficiente de Poisson da fibra no plano

ν_{23}^f - Coeficiente de Poisson da fibra fora do plano

ν^m- Coeficiente de Poisson da matriz

Capítulo 1 - Introdução

A necessidade de se obter combinações específicas de propriedades que não podem ser atendidas somente por ligas metálicas, cerâmicas ou de materiais poliméricos, fez surgir os materiais compósitos. Estes materiais multifásicos, com propriedades mecânicas direcionais, formados pela junção de uma matriz (cerâmica, polimérica ou metálica) e de uma fase dispersa (fibras ou partículas), possuem propriedades intermediárias resultantes da formação de uma região interfacial, além das propriedades inerentes de cada um de seus constituintes.

O escopo do presente trabalho aborda a análise termográfica de laminados entalhados de CFRP (polímero reforçado com de fibra de carbono), o qual é formado por uma matriz de resina polimérica, feita de epóxi termoendurecível e fibra de carbono unidirecional (reforço), submetidas à tração crescente, para avaliação do início e da propagação do dano em laminados entalhados de CFRP.

Ao aplicar-se uma carga externa em um laminado de CFRP, a carga é distribuída ao longo do material e apenas uma pequena parte fica aplicada na matriz, sendo as fibras responsáveis por absorver a maior parte do carregamento. O objetivo primário da matriz é unir as fibras do reforço. Ao optar pelo uso de matriz polimérica, busca-se manter certa ductilidade e coesão dos materiais. A matriz também protege superficialmente as fibras do reforço, evitando abrasão superficial e química. O reforço (fibras de carbono) do laminado de CFRP não só proporciona resistência mecânica e rigidez, mas também aumentam a resistência ao calor, a corrosão e a condutividade. Em via de regra, o reforço é mais resistente e rígido que a matriz e esta fornece ductilidade ao compósito, além de proteção química. Em grande parte, o material compósito é anisotrópico, ou seja, possui propriedades físicas direcionais. A orientação das fibras de carbono é de suma importância, pois a rigidez do compósito irá depender da direção a qual a carga é aplicada, da geometria e da orientação das fibras.

Dentre as vantagens obtidas no uso de materiais compósitos, encontra-se: diminuição do peso de estruturas, versatilidade, necessidade reduzida de manutenção, são praticamente inertes, são resistentes ao desgaste, têm alta resistência, são tenazes, podem ser moldados a baixas temperaturas e são pouco sujeitos à corrosão.

As peças de CFRP são usados na engenharia aeroespacial - em componentes estruturais como nas asas e na fuselagem de aviões; na engenharia automotiva - em carros de corrida de alto desempenho; na engenharia civil – em componentes estruturais, entre outras diversas áreas e aplicações. Pode-se citar dentre as limitações no projeto de CFRP, o custo mais elevado, a cadeia de produção mais elaborada, dentre outras. Uma questão crítica no projeto de engenharia são os detalhes construtivos presentes nas estruturas, que por variarem a seção transversal da peça, podem gerar concentrações de tensão, que por sua vez podem contribuir para falha estrutural [1].

Devido à importância deste tópico e considerando a grande quantidade de variáveis relacionadas, é proposto a utilização da técnica termográfica para avaliar o início de danos em laminados com entalhes, para minimizar a quantidade de testes experimentais necessários, servindo como referência experimental para modelos [2], que estimam o início e da propagação de dano em laminados de CFRP com entalhes.

Existem algumas soluções exatas baseadas na teoria da elasticidade para problemas de concentração de tensão em meio infinito para materiais isotrópicos [3] e anisotrópicos [4, 5]. Para um meio finito, a solução exata torna-se mais desafiadora, embora algumas equações aproximadas estão disponíveis na literatura [6, 7, 8, 9]. Existem alguns modelos analíticos propostos para avaliar a ruptura de laminados compósitos entalhados. Uma das abordagens mais importantes é apresentada por Tan [10] e alguns avanços recentes são introduzidos por Camanho *et al*. [11] e Zappalorto [12] usando conceitos de mecânica da fratura linear elástica (MFLE). Recentemente, Zappalorto [13] e Zappalorto & Ricotta [14] apresentaram uma discussão abrangente sobre a sensibilidade ao entalhe em materiais ortotrópicos para avaliar quando o mecanismo de falha é ativado pela tensão (resistência) ou pela energia (fratura).

1.1 Avaliação do início e propagação do dano

O início do dano e a sua propagação são abordados em Talreja & Waas [15], destacando aspectos importantes para melhorar a compreensão da modelagem de compósitos. No entanto, existem algumas questões experimentais relacionadas com o monitoramento de danos. O acompanhamento de danos através da utilização de

correlação de imagem digital (DIC) [16, 17, 18], da técnica interferométrica de Moiré [19, 20], de inspeções de raios X [21], de tomografia computorizada sincrotrónica [22] e a utilização de câmeras térmicas [23, 24] têm sido exploradas. Para discussão adicional sobre a importância de abordagens minimamente invasivas para diagnosticar danos em estruturas, consulte Lesiuk *et al*. [25].

As aplicações da termografia são mais frequentemente discutidas para a análise de fadiga em materiais compósitos [26, 27], bem como para os metais [28, 29]. La Rosa & Risitano [30] resumiram o método Risitano, para avaliação do limite de fadiga utilizando termografia. Uma visão geral das aplicações em materiais compósitos pode ser acessada em La Rosa & Risitano *et al*. [30], Vergani *et al*. [31], bem como em Vignoli *et al*. [32] e Mariano *et al*. [33].

Analisando estruturas reais submetidas à carga de fadiga, Lesiuk *et al*. [34], Mohabeddine *et al*. [35], Mohabeddine *et al*. [36], Xin *et al*. [37] e Mohabeddine *et al*. [38] apresentaram pesquisas sobre o reforço compósito em estruturas metálicas e Faria *et al*. [39] estudaram aplicações da termografia.

1.2 Modelos multiescala

O projeto de compósitos é o problema intrinsecamente multiescala, que envolve múltiplas variáveis [40], no qual os resultados experimentais têm aplicação limitada [41], principalmente quando a optimização estrutural é desejável [42]. Assim, os modelos multiescala tornam-se uma ferramenta importante para o projeto de compósitos [43].

Exemplos de análise de modelos multiescala para laminados compósitos entalhados são apresentados por Patel & Waas [44] e Patel & Waas [45]. Os autores desenvolveram duas abordagens distintas, ambas com bom desempenho quando comparadas aos resultados experimentais. A única desvantagem destes estudos é o número de propriedades que são requeridas como entrada de dados.

Inspirado por Tsai & Melo [46], o procedimento utilizado para modelagem do presente trabalho é desenvolvido para diminuir a quantidade de dados experimentais de entrada necessários. A seguir, mostra-se algumas pesquisas prévias sobre este tema. Em

primeiro lugar, Vignoli *et al*. [47] apresentaram uma discussão detalhada do início dos danos em laminados unidirecionais considerando placas infinitas com furos circulares e elípticos, avaliando apenas aspectos macromecânicos. Em seguida, Vignoli *et al*. [48] realizaram uma investigação analítica multiescala da influência da fibra e da matriz no início do dano em laminados compósitos com entalhe, utilizando o modelo micromecânico VSPK [49, 50, 51]. Finalmente, Vignoli & Castro [52] avaliaram o início e a propagação dos danos utilizando elementos finitos (EF).

Faz-se a introdução no capítulo 1. No capítulo 2 apresenta-se a parte teórica utilizada no trabalho. Aborda-se tanto a combinação do modelo Micromecânico VSPK e o módulo de Tsai para a obtenção das propriedades elásticas do laminado e da fibra, quanto o modelo macromecânico híbrido para a obtenção das propriedades de resistência do laminado e de seus constituintes. No capítulo 3, aborda-se a parte experimental, apresentando uma descrição dos constituintes utilizados: reforço (fibras de carbono) e matriz polimérica. Descreve-se a estrutura utilizada para fazer os ensaios termográficos, bem como os resultados de termografia. No capítulo 4 os resultados dos ensaios termográficos feitos em c.p.s entalhados retirados do laminado fabricado são apresentados, e servem de referência para comparação com os resultados do modelo híbrido multiescala proposto, que utiliza as duas abordagens descritas no Capítulo 2. Os resultados obtidos do início e da propagação de danos em laminados unidirecionais entalhados são então apresentados e comentados. No capítulo 5 apresenta-se as conclusões.

Capítulo 2 - Metodologia

A novidade da metodologia utilizada é o procedimento híbrido multiescala, onde os modelos micromecânicos são implementados analiticamente e o modelo de EF é aplicado para investigação macromecânica do dano, combinado com os resultados termográficos, para avaliar o início e a propagação de danos em laminados compósitos entalhados.

A capacidade da técnica termográfica experimental de capturar eventos de danos muito localizados é discutida por Harizi *et al*. [53] e Wang *et al*. [54], indicando a possibilidade de avaliar o início de danos em laminados compósitos com entalhes.

Na seção 2.1 é introduzido o primeiro passo da abordagem utilizada, com o módulo de Tsai combinado com o modelo micromecânico VSPK para estimar as propriedades elásticas. Na seção 2.2 as resistências são calibradas com base em resultados termográficos. Algumas observações adicionais comparando EF e termografia são apontadas nas seções 4.1 e 4.2, destacando as possibilidades de aplicação da técnica termográfica. A influência da fração volumétrica da fibra no início do dano, tanto na matriz quanto na fibra, bem como a ruptura do c.p., é discutido na seção 4.3.

De fato, a metodologia utilizada avalia três abordagens: micromecânica, macromecânica e experimental. O estudo é conduzido pela avaliação da modelagem micromecânica, que combina o módulo de Tsai com o modelo VSPK, enquanto a modelagem macromecânica utiliza EF e o critério de falha de Puck. Experimentalmente, durante os ensaios de tração dos c.p.s de laminados unidirecionais entalhados utiliza-se uma câmara termográfica.

A técnica termográfica é uma parte fundamental da metodologia proposta, devido à sua capacidade de capturar danos iniciais relacionados aos eventos de dano pontuais da matriz, que geram aquecimento concentrados nos c.p.s de CFRP ensaiados.

Utilizou-se apenas três testes experimentais: uma amostra sem entalhe para obtenção de propriedades mecânicas dos c.p.s de CFRP e duas amostras com entalhes monitoradas por termografia.

Na Figura 2.1 mostra-se o Fluxograma do Procedimento Híbrido Multiescala utilizado neste trabalho.

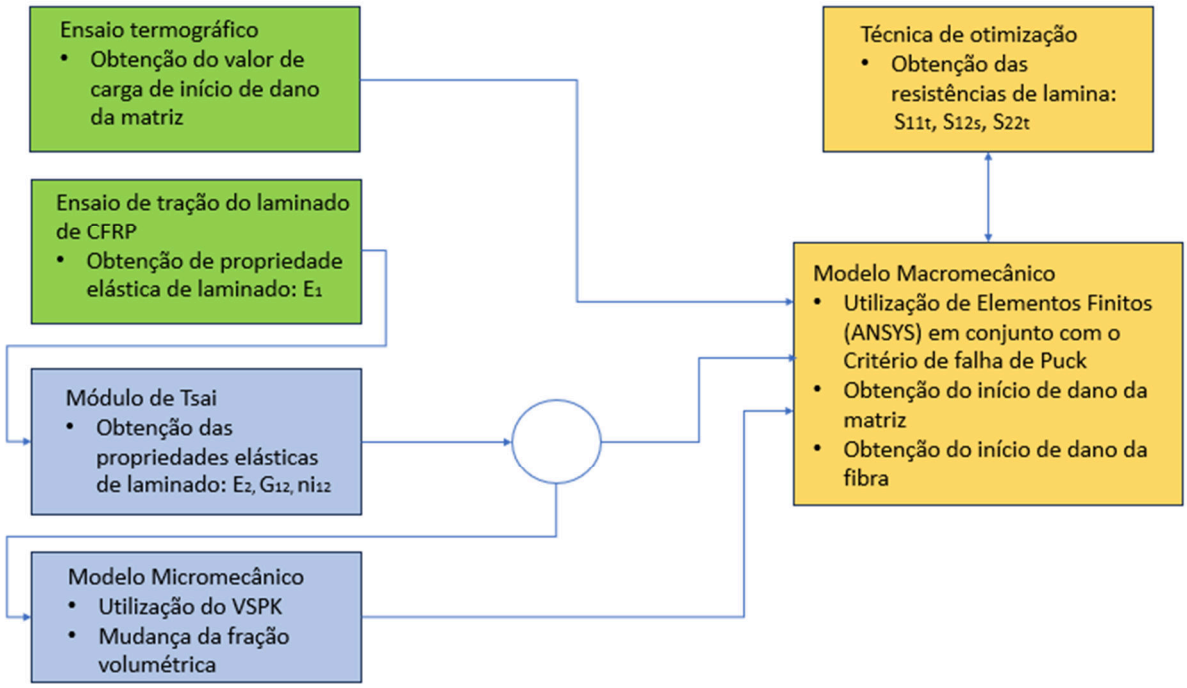


Figura 2.1- Fluxograma do Procedimento Híbrido Multiescala. Fonte: Própria

Mostra-se na Figura 2.1, de forma simplificada, o procedimento híbrido multiescala utilizado. As cores dos retângulos têm o seguinte significado: verde, trata-se de ensaios experimentais; azul, trata-se de aplicações analíticas e laranja, trata-se de aplicações predominantemente numéricas.

2.1 Combinação do modelo micromecânico VSPK e o módulo de Tsai para a obtenção das propriedades elásticas do laminado e da fibra

O principal objetivo da abordagem proposta é diminuir tempo e custo para otimização do projeto de laminados entalhados em CFRP. Três das propriedades dos constituintes, geralmente disponíveis nos fornecedores destes materiais, são necessárias: o módulo de elasticidade da matriz, E^m, o coeficiente de Poisson da matriz, ν^m e o módulo

de elasticidade longitudinal da fibra, E_1^f. Além disso, um simples teste de tração de um c.p. sem entalhe é necessário para medir o módulo de elasticidade longitudinal do laminado, E_1.

A seguir é apresentada uma ferramenta fundamental para implementação do procedimento proposto: o módulo de Tsai [55]. Tsai e Melo [46] propuseram que o traço da matriz de rigidez, em tensão plana, seria a única propriedade elástica independente para um CFRP. Baseado nesta hipótese, apenas um teste experimental para medir E_1 é necessário para caracterizar as propriedades elásticas. Uma relação normalizada pode ser aplicada para obter as demais propriedades elásticas do laminado: o módulo de elasticidade transversal do laminado, E_2, o módulo de cisalhamento no plano do laminado G_{12}, e o coeficiente de Poisson no plano do laminado υ_{12}. Tsai *et al*. [56] generalizaram esta metodologia para o estado de tensão 3D, permitindo o cálculo o módulo de cisalhamento do laminado fora do plano G_{23}. A matriz de rigidez 3D normalizada é apresentada na Eq.(1).

$$[C^*]=\begin{bmatrix} 0{,}752 & 0{,}0268 & 0{,}0268 & 0 & 0 & 0 \\ 0{,}0268 & 0{,}0568 & 0{,}0272 & 0 & 0 & 0 \\ 0{,}0268 & 0{,}0272 & 0{,}0568 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0{,}0148 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0{,}0261 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0{,}0261 \end{bmatrix} \quad (1)$$

A matriz de flexibilidade 3D normalizada pode ser obtida usando $[S^*] = [C^*]^{-1}$ e as propriedades normalizadas do laminado são definidas como:

$$E_1^*=\frac{1}{S_{11}^*}=0{,}7349 \quad (2)$$

$$E_2^*=\frac{1}{S_{22}^*}=0{,}04351 \quad (3)$$

$$G_{12}^*=\frac{1}{S_{66}^*}=0{,}02610 \quad (4)$$

$$G_{23}^*=\frac{1}{S_{44}^*}=0{,}0148 \quad (5)$$

$$\nu_{12}^*=-E_1^*S_{12}^*=0{,}319 \quad (6)$$

Para completar o módulo de Tsai, a seguinte relação de traço deve ser definida para conectar as propriedades normalizadas com as propriedades do laminado real:

$$\text{tr}\,[C] = \frac{E_1}{E_1^*} = \frac{E_2}{E_2^*} = \frac{G_{12}}{G_{12}^*} = \frac{G_{23}}{G_{23}^*} \tag{7}$$

$$\nu_{12} = \nu_{12}^* \tag{8}$$

Da equação (7), tem-se que tr $[C] = E_1/E_1^*$, portanto:

$$E_2 = E_2^* tr[C] \tag{9}$$

$$G_{12} = G_{12}^* tr[C] \tag{10}$$

$$G_{23} = G_{23}^* tr[C] \tag{11}$$

Esta abordagem empírica está se tornando muito popular na literatura, devido à sua simplicidade e eficiência [57, 58]. Apesar da capacidade singular do módulo de Tsai, o modelo micromecânico VSPK também é usado neste estudo para avaliar as propriedades das fibras, e mais a frente, na seção 4.3, para avaliar a influência da fração volumétrica da fibra V_f no início do dano e na ruptura de laminados com entalhe. Basicamente, o modelo VSPK [48, 49] usa as mesmas equações do que a regra clássica de mistura para E_1 e ν_{12} e propõe ajustar funções calibradas com um conjunto de dados experimentais para E_2, G_{12} e G_{23}. As propriedades elásticas efetivas do laminado de acordo com o modelo VSPK são:

$$E_1 = E_1^f V_f + E^m(1 - V_f) \tag{12}$$

$$\nu_{12} = \nu_{12}^f V_f + \nu^m(1 - V_f) \tag{13}$$

$$E_2 = E^m \left\{ \frac{1}{1+\xi_{E_2}\left[\left(E^m/E_2^f\right)-1\right]V_f} \right\} \tag{14}$$

$$G_{12} = G^m \left\{ \frac{1}{1+\xi_{G_{12}}\left[\left(G^m/G_{12}^f\right)-1\right]V_f} \right\} \tag{15}$$

$$G_{23} = G^m \left\{ \frac{1}{1+\xi_{G_{23}}\left[\left(G^m/G_{23}^f\right)-1\right]V_f} \right\} \tag{16}$$

Onde,

$$\xi_{E_2} = 2{,}2603 - 1{,}4759\, V_f - 0{,}2964\left(E^m/E_2^f\right) \quad (17)$$

$$\xi_{G_{12}} = 2{,}3145 - 1{,}6043\, V_f - 0{,}4199\left(G^m/G_{12}^f\right) \quad (18)$$

$$\xi_{G_{23}} = 1{,}7906 - 0{,}9857\, V_f - 0{,}4199\left(G^m/G_{23}^f\right) \quad (19)$$

onde $G^m = E^m / 2\,(1 + \nu^m)$ é o módulo de cisalhamento da matriz, ν_{12}^f é o coeficiente de Poisson no plano da fibra, E_2^f é o módulo de elasticidade transversal da fibra, G_{12}^f é o módulo de cisalhamento no plano da fibra, G_{23}^f é o módulo de cisalhamento fora do plano da fibra e ξ_{E_2} , $\xi_{G_{12}}$ e $\xi_{G_{23}}$ são funções ajustáveis. Note-se que o lado esquerdo da igualdade das equações (12-16) são propriedades conhecidas do laminado utilizadas no módulo de Tsai. Existem cinco incógnitas do lado direito destas equações, a saber: V_f, ν_{12}^f , E_2^f, G_{12}^f e G_{23}^f. O módulo de elasticidade longitudinal do laminado, medido experimentalmente, E_1 = 112 GPa, e as propriedades de materiais são obtidas do manual de fabricantes: módulo de elasticidade da matriz E^m = 3,45 GPa, coeficiente de Poisson da matriz ν^m = 0,35 e módulo de elasticidade longitudinal da fibra E_1^f = 240 GPa.

O coeficiente de Poisson do laminado no plano ν_{12}, o módulo de elasticidade transversal do laminado E_2, o módulo de cisalhamento do laminado no plano G_{12} e o módulo de cisalhamento do laminado fora do plano G_{23} são obtidos usando-se, respectivamente as equações (8), (9), (10) e (11). O valor da fração volumétrica de fibra, V_f e do valor do coeficiente de Poisson no plano da fibra ν_{12}^f podem ser obtidos diretamente através das equações (12-13). Para o módulo de elasticidade transversal da fibra E_2^f, o módulo de cisalhamento no plano da fibra G_{12}^f e o módulo de cisalhamento fora do plano da fibra G_{23}^f um algoritmo de bissecção nas equações (14-19) foi implementado para minimizar o erro absoluto entre o Modelo VSPK e módulo de Tsai. [32]

Na Tabela 2.1, um resumo das propriedades elásticas do laminado e da fibra calibradas combinando modelo VSPK e módulo de Tsai é disponibilizada.

Tabela 2.1-Propriedades elásticas do laminado e da fibra calibradas combinando modelo VSPK e módulo de Tsai

Fração volumétrica da fibra	Coeficiente de Poisson do laminado no plano	Módulo de elasticidade transversal do laminado (GPa)	Módulo de cisalhamento do laminado no plano (GPa)	Módulo de cisalhamento do laminado fora do plano (GPa)
V_f = 0,459	ν_{12} = 0,319	E_2 = 6,6	G_{12} = 3,9	G_{23} = 2,39
Coeficiente de Poisson da fibra no plano	Módulo de elasticidade transversal da fibra (GPa)	Módulo de cisalhamento da fibra no plano (GPa)	Módulo de cisalhamento da fibra fora do plano (GPa)	
ν_{12}^f = 0,282	E_2^f = 11,5	G_{12}^f = 25,5	G_{23}^f = 5,4	

Uma representação gráfica dos erros absolutos de acordo com as propriedades da fibra é apresentada na Fig. 2.2.

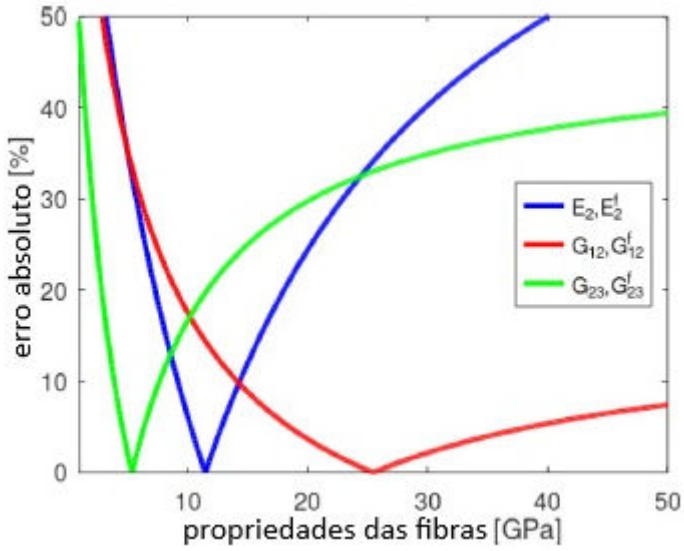


Figura 2.2- Influência das propriedades das fibras no erro absoluto entre o modelo VSPK e o módulo de Tsai. [32]

A combinação do módulo de Tsai e do modelo VSPK é uma metodologia consistente, como mostrado na Figura 2.2, permitindo o cálculo de quatro propriedades do laminado e quatro propriedades de fibra utilizando apenas um teste experimental para medir o E_1 do laminado e de três propriedades dos componentes obtidos a partir da folha de dados

do fornecedor do laminado: E^m, ν^m e E_1^f. Em suma, este procedimento pode diminuir o tempo e os custos para o projeto de peças de laminados compósitos.

2.2 Modelo Macromecânico Híbrido para a obtenção das propriedades de resistência do laminado e de seus constituintes

Uma vez estimadas as propriedades elásticas, as resistências devem ser avaliadas na sequência. São necessárias três resistências do laminado para modelar o dano em laminados unidirecionais de CFRP entalhados sob carga de tração: a resistência à tração longitudinal do laminado, S_{11}^t, a resistência cisalhante no plano do laminado, S_{12}^s e a resistência à tração transversal do laminado, S_{22}^t.

Para calibrar as resistências do laminado, um estudo paramétrico utilizando o software de EF Ansys é executado. A convergência da malha e as condições de contorno para o c.p. com furo de diâmetro de 25 mm são apresentadas na Fig. 2.3. Para obter uma correlação mais próxima aos resultados dos ensaios experimentais, mostrados nos capítulos 3 e 4, o deslocamento é aplicado no modelo EF e a reação da força é obtida. Para ambos os c.p.s, seleciona-se o elemento de ordem superior PLANE183 e definido 120 divisões ao longo da borda do furo. Uma região quadrada de 50 mm x 50 mm é criada usando a ferramenta de divisão de face com 40 divisões para d = 16,5 mm e 20 divisões para d = 25 mm. Foram utilizados 4.335 elementos e 13.229 nós para o c.p. com o furo de d = 16,5 mm e 3532 elementos e 10.906 nós para o c.p. com d = 25 mm.

Para avaliar os danos, o critério de falha de Puck [59] é selecionado com base nas recomendações da WWFE [60, 61]. Para o estado plano de tensões, o critério de falha de Puck define cinco diferentes funções de falha: fibra sob tração, fibra sob compressão, matriz sob tração (modo *A*) e dois modos para matriz sob compressão (modos *B* e *C*), onde a diferença entre os modos compressivos da matriz é o plano de ruptura. Uma vez que o foco deste trabalho é uma falha por tração, considera-se apenas as funções de falha por tração da fibra e da matriz. Para uma discussão detalhada sobre o critério de falha de Puck, ver Knops [62].

A Fig. 2.3 mostra a malha, as condições de contorno e de carregamento para o c.p. com furo com d = 25 mm.

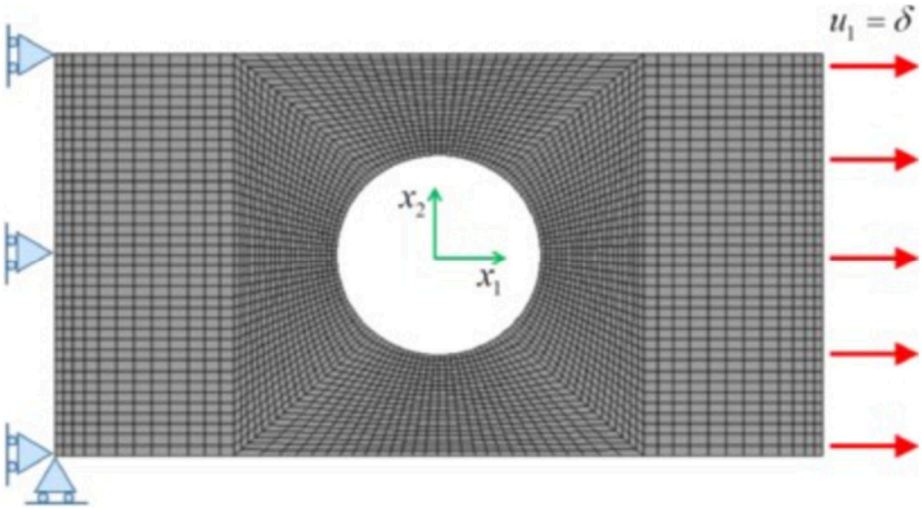


Figura 2.3 - Malha, condições de contorno e de carregamento para o c.p. com furo d = 25 mm. [32]

A função de falha de fibra é mostrada na Eq. (20) e a função de falha da matriz é definida na Eq. (21).

$$f_P^f = \frac{\sigma_{11}}{S_{11}^t} \tag{20}$$

$$f_p^m = \sqrt{\left(1 - p_{12}^t \frac{S_{22}^t}{S_{12}^s}\right)\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{22}^t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}^s}\right)^2} + p_{12}^t \frac{\sigma_{22}}{S_{12}^s} \tag{21}$$

onde $p_{12}^t = 0{,}35$ para CFRP, σ_{11} e σ_{22} são, respectivamente, tensões normais longitudinais e transversais, e σ_{12} é a tensão de cisalhamento no plano. Danos à fibra e à matriz são iniciados quando, respectivamente, $f_P^f = 1$ e $f_p^m = 1$.

Para propagação de danos, a abordagem da degradação da propriedade material é aplicada. Basicamente, a degradação da propriedade significa que $E_1 \rightarrow \left(1 - d_t^f\right)E_1$ quando $f_P^f = 1$ e $E_2 \rightarrow (1 - d_t^m)E_2$ quando $f_P^m = 1$, onde d_t^f e d_t^m são, respectivamente, os fatores de degradação por tração da fibra e da matriz.

Os fatores de degradação por tração da fibra e da matriz são definidos como $d_t^f = d_t^m = 0{,}999$; devido ao comportamento frágil observado durante os testes experimentais. Os fatores de degradação compressiva da fibra e da matriz são definidos como $d_c^f = d_c^m = 0$; esses parâmetros devem ser definidos para a simulação de EF, mas $d_c^f = d_c^m = 0$ significa que o dano à compressão é apenas fictício e não afeta as propriedades dos materiais.

Usando o modelo VSPK, as resistências do laminado S_{11}^t, S_{12}^s e S_{22}^t podem ser estimadas usando as propriedades dos constituintes por [50, 51].

$$S_{11}^t = \left[V_f + (1 - V_f) \left(\frac{E^m}{E_1^f} \right) \right] S_t^f \tag{22}$$

$$S_{12}^S = \frac{S_S^m}{2} \left[\frac{(G_{12}^f + G^m) + (G_{12}^f - G^m) V_f}{G_{12}^f} \right] \tag{23}$$

$$S_{22}^t = \frac{1}{(1+\nu^m)(1-2\beta) g_t(V_f)} \sqrt{\left(\frac{6E^m}{1-2\nu^m} \right) u_v^c} \tag{24}$$

onde S_t^f é a resistência à tração *in situ* da fibra, S_S^m é a resistência ao cisalhamento da matriz, u_v^c é a densidade de energia dilatacional crítica da matriz, $g_t(V_f) = 1 - 5{,}8\gamma V_f^3$, com $\alpha = \frac{\left(G^m \kappa^f - G_{23}^f \kappa^m\right)}{\left(G_{23}^f + G^m \kappa^f\right)}$, $\beta = \frac{\left(G^m - G_{23}^f\right)}{\left(G^m + G_{23}^f \kappa^m\right)}$, $\gamma = \frac{(\alpha-\beta)}{[(1-\beta)-\beta(1-\alpha)]}$, $\kappa^m = 3 - 4\nu^m$, $\kappa^f = 3 - 4\nu_{23}^f$ e $\nu_{23}^f = 0{,}5 \left(\frac{E_2^f}{G_{23}^f} \right) - 1$ é o coeficiente de Poisson da fibra fora do plano.

Para avaliar a influência de S_{11}^t, S_{12}^S e S_{22}^t, as faixas 2500 MPa $\leq S_t^f \leq$ 5800 MPa [63, 64], 40 MPa $\leq S_S^m \leq$ 70 MPa [63, 64] e 0,13 MPa $\leq u_v^c \leq$ 0,20 MPa [65] são assumidas. Conforme indicado anteriormente na Tabela 2.1, $V_f = 0{,}459$; o que significa que, usando a Eq. (22-24), 1073 MPa $\leq S_{11}^t \leq$ 2707 MPa, 29 MPa $\leq S_{12}^S \leq$ 52 MPa e 36 MPa $\leq S_{22}^t \leq$ 45 MPa [33]. Um estudo paramétrico completo sobre essas faixas combinando todos os valores possíveis de S_{11}^t, S_{12}^S e S_{22}^t levaria muito tempo, a um custo computacional proibitivo.

Para resolver esta questão, um procedimento baseado no método univariante de otimização é proposto [33]. A busca para minimizar o erro médio quadrático é realizada, avaliando cada propriedade por vez. Outras abordagens alternativas para avaliar a

resistência do laminado e os parâmetros de dano usando o software Ansys são propostos por Barbero & Shahbazi [66] e Barbero & Shahbazi [67].

Aqui, quatro valores obtidos experimentalmente são usados para calcular o erro médio quadrático: a força de início do dano, indicada pelo primeiro evento de aquecimento significativo, e a força de ruptura, que é a força máxima aplicada na ruptura final para cada c.p. (d = 25 mm e d = 16,5 mm). Arredondando os valores mínimos de resistência, a estimativa inicial os valores são: S_{11}^{t} = 1000 MPa, S_{12}^{S} = 30 MPa e S_{22}^{t} = 35 MPa. Uma busca para minimizar o erro é realizada primeiro para S_{11}^{t}, depois para S_{12}^{S} e por último para S_{22}^{t}. Se necessária uma segunda rodada de pesquisa de linha é feita, com a mesma sequência.

Esta minimização do erro médio quadrático é apresentada nas Figuras 2.4 e 2.5. A Fig. 2.4 mostra resultados 4D, onde as resistências são representadas nos eixos e a cor significa o erro médio quadrático. Os erros médios quadráticos são muito pequenos, resultando em uma convergência rápida.

Na Fig. 2.4 o processo de minimização do erro médio quadrático é apresentado graficamente.

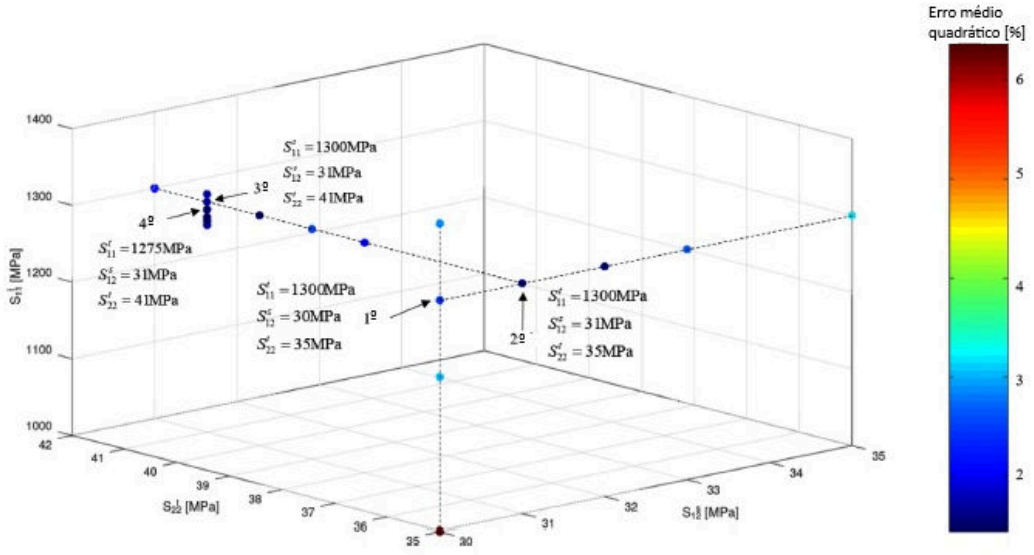


Figura 2.4 - Mínimização do erro médio quadrático. [32]

Observe que quando os pontos de convergência são alcançados, há uma mudança na direção de busca neste espaço 3D. A convergência final é alcançada com S_{11}^{t} = 1275 MPa,

S_{12}^{S} = 31 MPa e S_{22}^{t} = 41 MPa, no quarto ponto de convergência o erro médio quadrático é menor que 1,5%.

A Fig. 2.5 mostra o erro médio quadrático de acordo com os pontos projetados, onde cada ponto projetado é equivalente a uma combinação de S_{11}^{t}, S_{12}^{S} e S_{22}^{t}.

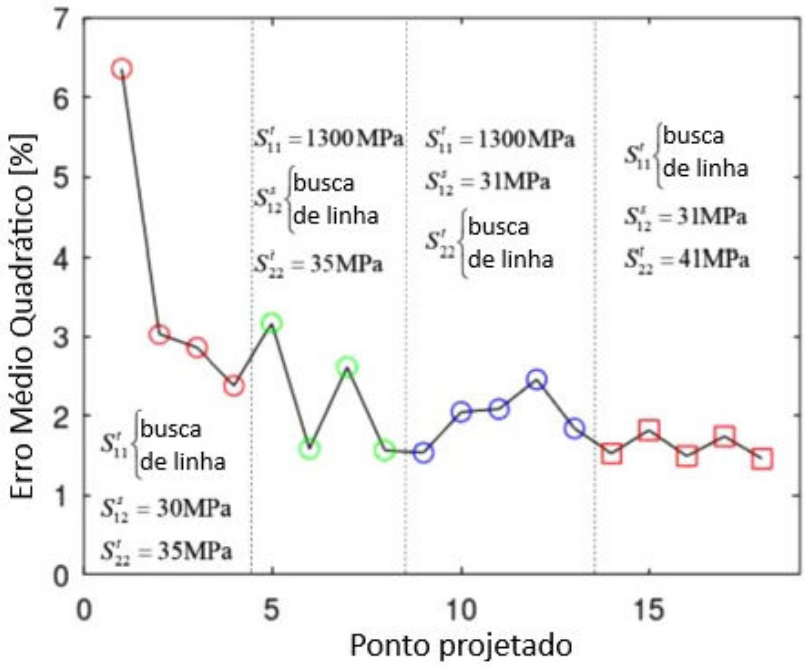


Figura 2.5 - Erro médio quadrático de acordo com os pontos projetados. [32]

O primeiro, o segundo, o terceiro e o quarto ponto de convergência são indicados. Nesta figura, os círculos vermelhos indicam a busca de linha por S_{11}^{t} com S_{12}^{S} = 30 MPa e S_{22}^{t} = 35 MPa, os círculos verdes indicam a busca de linha por S_{12}^{S} com S_{11}^{t} = 1300 MPa e S_{22}^{t} = 35 MPa, os círculos azuis indicam a busca de linha por S_{22}^{t} com S_{11}^{t}= 1300 MPa e S_{12}^{S} = 31 MPa e os quadrados vermelhos indicam a busca de linha para S_{11}^{t} com S_{12}^{S} = 31 MPa e S_{22}^{t} = 41 MPa.

Os resultados das resistências do laminado S_{11}^{t}, S_{12}^{s} e S_{22}^{t} são disponibilizados na Tabela 4.2.

Capítulo 3 - Ensaios Experimentais

Neste capítulo é feito uma descrição dos assuntos relacionados com a parte experimental desta dissertação. Na primeira parte mostra-se os passos da fabricação tanto do laminado de CFRP quanto dos c.p.s entalhados feitos a partir do laminado de CFRP unidirecional. Na segunda parte descreve os ensaios experimentais utilizados de tração dos c.p.s monitorados por termografia.

3.1 Fabricação do laminado e dos c.p.s

Para a realizar o ensaio termográfico foi necessária a produção de c.p.s. A fabricação do laminado unidirecional, utilizada nesta dissertação, foi realizada no laboratório LADES do CEFET/RJ, cuja fabricação é detalhada à seguir.

3.1.1. Reforço (fibras de carbono)

Selecionou-se um tecido com fibras de carbono unidirecional, para a fabricação do laminado de CFRP. Utilizou-se três camadas deste tecido, como mostrado na Fig. 3.1.

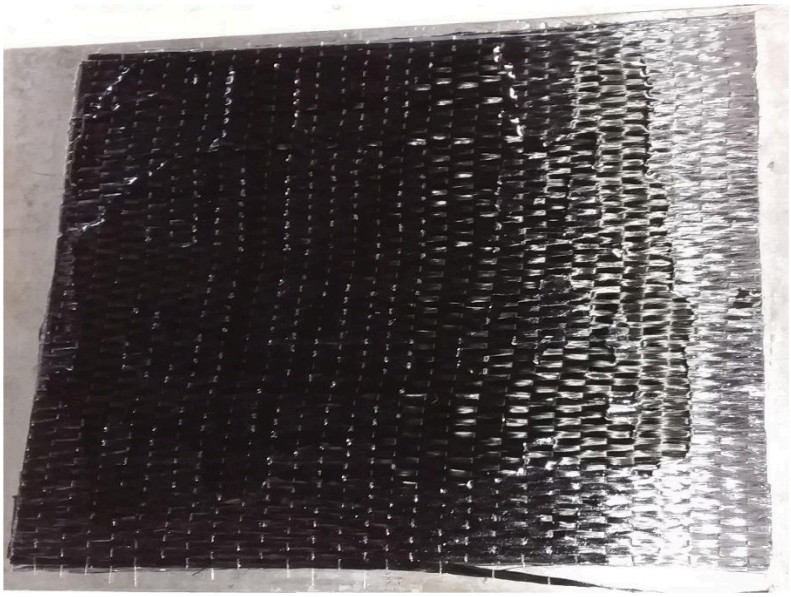


Figura 3.1- Tecido de fibra de carbono usada na fabricação do laminado unidirecional de CFRP. Fonte: Própria

3.1.2. Matriz polimérica

A matriz polimérica usada na fabricação do laminado consistiu em uma mistura da resina epóxi (termoendurecível) HEX 135 e de um agente catalizador (endurecedor), epóxi HEX 135 SLOW, na proporção por peso de 100:33, indicadas pelo fabricante, como mostrado na Fig. 3.2.

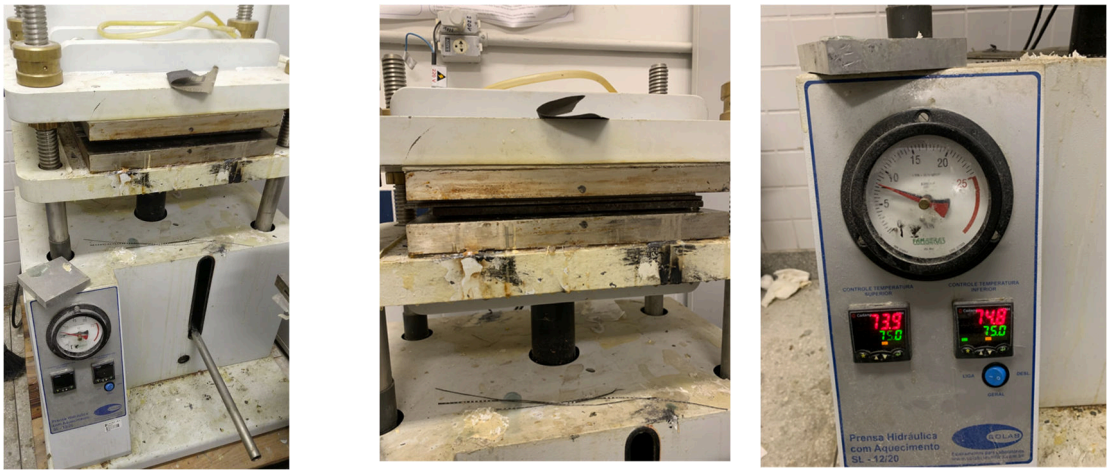


Figura 3.2 - Resina epóxi (termoendurecível) HEX 135 e agente catalizador (endurecedor), epóxi HEX 135 SLOW. Fonte: Própria

3.1.3. Processo de fabricação do laminado

Para a fabricação dos c.p.s, foram sobrepostas camadas de tecido e camadas da mistura (resina epóxi e endurecedor) que compõe a matriz polimérica. Foi passado por cima um rolo, visando evitar a formação de bolhas nas camadas da matriz. O objetivo tornar cada camada mais a homogênea possível, evitando a formação de vazios, para que não fossem formadas regiões de fragilização do material. Foram sobrepostas 3 camadas de tecido (reforço), com as camadas de matriz poliméricas entre elas.

Posteriormente o laminado foi colocado em uma prensa hidráulica com aquecimento, por um tempo médio de 8 horas, conforme Fig. 3.3.



(a) (b) (c)

Figura 3.3 - Prensa hidráulica com aquecimento, usada na fabricação do laminado: (a) visão geral, (b) detalhe do laminado submetido a pressão e a temperatura e (c) detalhe dos mostradores. Fonte: Própria

Após o tempo necessário para a cura da matriz polimérica, a prensa é desligada e o laminado esfria lentamente, atingindo a temperatura ambiente, ainda dentro da prensa para que possa ser retirado. Na Fig. 3.4, uma foto do laminado após a retirada da prensa.



Figura 3.4 - Laminado após a fabricação. Fonte: Própria

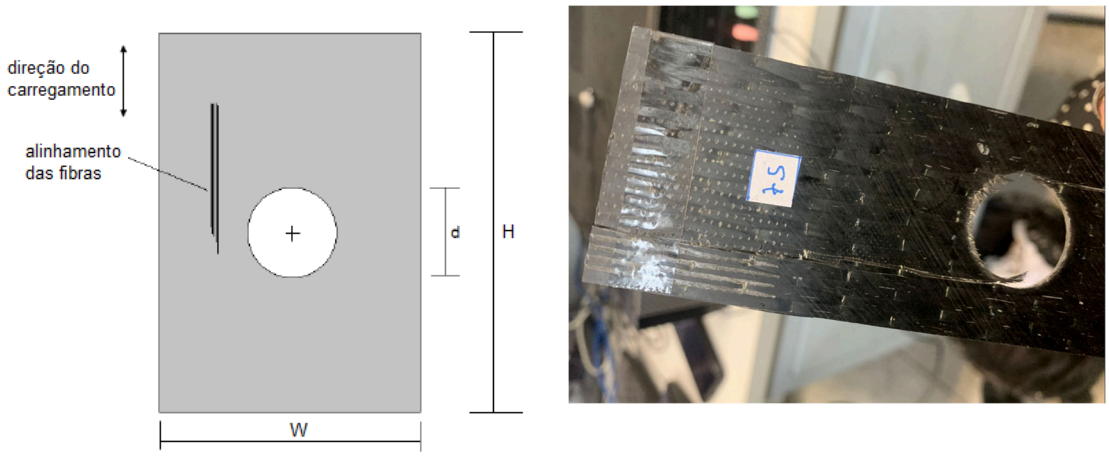
3.1.4. Descrição dos c.p.s

Foram testados dois c.p.s feitos a partir do laminado unidirecional de CFRP de camada tripla de resina polimérica, com furo circular central. Com tamanhos descritos conforme Tabela 3.1

Tabela 3.1: Dimensões dos c.p.s utilizados Fonte: Própria

Geometria do c.p. (mm)	c.p.1	c.p.2
Espessura (e)	0,9	0,9
Diâmetro do furo (d)	25	16,5
Comprimento (H)	94	65
Largura (W)	50	50

Na Fig. 3.5 são mostrados a geometria dos c.p.s e um c.p. após ser ensaiado.



(a) (b)

Figura 3.5 - (a) Geometria dos c.p.s. (b) C.p. de CFRP entalhado, após o teste, para fins ilustrativos. Fonte: Própria

Os furos nos c.p.s foram feitos em furadeira de bancada equipadas com serras de copo de diâmetros apropriados. O comprimento *H* foi escolhido para que em torno do furo pelo menos tivesse um quadrado de lado *W* de material compósito entre garras, e que área dentro das garras da máquina de ensaio de materiais fosse suficiente para não haver escorregamentos, como mostrado na Fig. 3.5.b pelas marcas deixadas no c.p. pelo recartilhado das garras.

3.2 Ensaios termográficos

Dois c.p.s foram testados para servir de base ao modelo proposto, ambos feitos por CFRP de camada tripla $[0]_3$ com furo circular central, de largura 50 mm e com espessura de 0,9 mm. O primeiro c.p. com furo de diâmetro de 25 mm e comprimento igual a 94 mm; o segundo c.p. com o furo de diâmetro de furo igual a 16,5 mm e comprimento de 65 mm. Os ensaios de tração foram realizados em máquina de 250 kN, equipado com célula de carga de 100 kN, com velocidade do travessão de 1 mm/min. Os testes foram monitorados por uma câmera infravermelha de imagem térmica A320 da FLIR®, que possui a resolução de 0,1 ˚C e a taxa de aquisição de 1 Hz. O aparato experimental é mostrado na Figura 3.6.

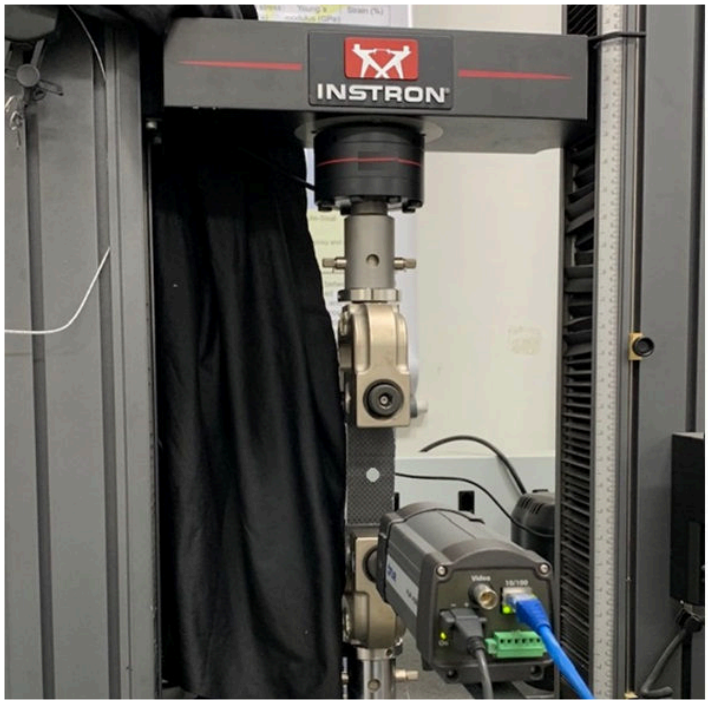


Figura 3.6 - C.p. de CFRP entalhado montado na máquina de ensaio de materiais INSTRON, com a câmara termográfica acoplada. Fonte: Própria

O ensaio de tração é realizado e ao mesmo tempo faz-se um monitoramento termográfico, para avaliar o início do dano na matriz, com a câmera termográfica FLIR® A320, que capta os eventos de aquecimentos localizados das falhas tanto da matriz quanto das fibras dos c.p.s de laminado.

Os valores de força e de variação de temperatura ao longo tempo, durante o teste, são plotados em gráficos como os da Figura 3.7 em função do tempo de teste, onde as ordenadas são de força (à esquerda) e de variação de temperatura (à direita); e a abscissa o tempo.

A câmara termográfica funciona através da seleção das regiões alvo, que neste caso são a borda esquerda e direita dos furos circulares dos c.p.s de CFRP entalhados. Como as variações de temperatura durante os testes são bastante sutis e é aplicado um filtro para eliminar o ruído térmico, através da utilização do valor médio e do desvio padrão das medições de temperatura. Há uma indicação clara do início de danos no primeiro evento significativo de variação de temperatura (a barra preta mais à esquerda de cada gráfico). Enquanto a carga aumenta, há mais eventos de propagação de danos, antes da falha final. Finalmente, a sequência de aquecimento tende a tornar-se mais concentrada ao longo do tempo, até a maior variação de temperatura, na ruptura final de cada c.p. de CFRP, é atingida.

A variação da carga (obtida através da célula de carga) e a variação das temperaturas (obtida através da câmera termográfica), de forma sincronizada, são plotadas na Fig. 3.7 ao longo do tempo. A câmera termográfica funciona através da seleção de regiões alvo, que neste caso eram as bordas esquerda e direita dos furos dos c.p.s. As temperaturas destas regiões são registradas, e através da passagem de um filtro de software, a temperatura média do ambiente é retirada, restando apenas as variações de temperatura (ΔT) em ºC que são disponibilizadas, por exemplo, na Fig. 3.7. Note que variações de temperatura muito pequenas, da ordem de 0,1 ˚C, são percebidas durante os testes.

Há uma indicação clara do início dos danos em o primeiro evento significativo de variação de temperatura. Enquanto a carga aumenta, existem alguns eventos de propagação de danos, sem indicação de uma propagação catastrófica. Por fim, a sequência de aquecimentos tende ficar mais concentrado ao longo do tempo, até atingir a maior variação de temperatura, quando na ruptura do c.p.

Na Fig. 3.7 são mostrados os resultados experimentais de força vs tempo e de variação de temperatura vs tempo.

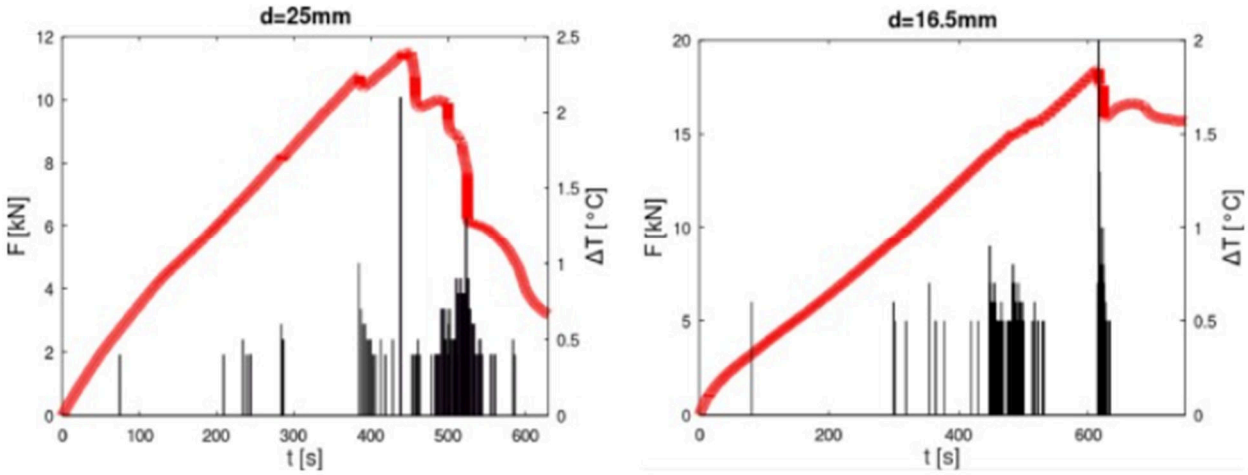


Figura 3.7 - Resultados experimentais de força vs tempo (linha vermelha) e de variação de temperatura vs tempo (barras pretas). [33]

Analisando-se a Fig. 3.7 pode-se notar claramente o primeiro evento térmico, tanto no c.p. de furo de 25 mm quanto no c.p. de furo de 16,5 mm. Estes eventos estão relacionados com o início de dano da matriz. Também fica bem marcado, em ambos os c.p.s, o evento de ruptura final, quando mostra-se a maior variação de temperatura, em torno de 2º C.

Capítulo 4 – Discussão

O objetivo desta seção é detalhar a comparação entre o modelo multiescala proposto e os resultados termográficos, destacando as capacidades da técnica termográfica, que tem uma abordagem simples e barata para o rastreio de danos, embora ainda pouco explorada em pesquisas em compósitos.

4.1 Resultados Iniciais

A comparação entre o modelo de EF e as curvas de força experimental vs tempo são apresentadas na Fig. 4.1.

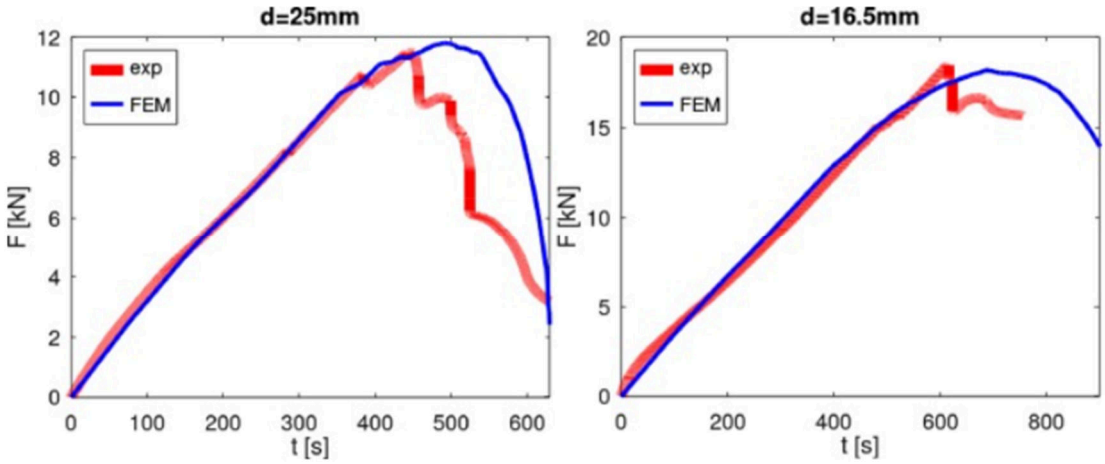


Figura 4.1 - Força vs tempo: resultados experimentais e do modelo de EF. [33]

São obtidas curvas bastante semelhantes, indicando a eficiência do procedimento multiescala proposto. A fase elástica dos resultados experimetais e de EF são muito similares, bem como o nível de carga da ruptura final dos c.p.s.

As Figuras 4.2 e 4.3 mostram os resultados das funções de falha de Puck de início do dano para matriz e para fibra, e de ruptura para os c.p.s com d = 25 mm e d = 16,5 mm, respectivamente.

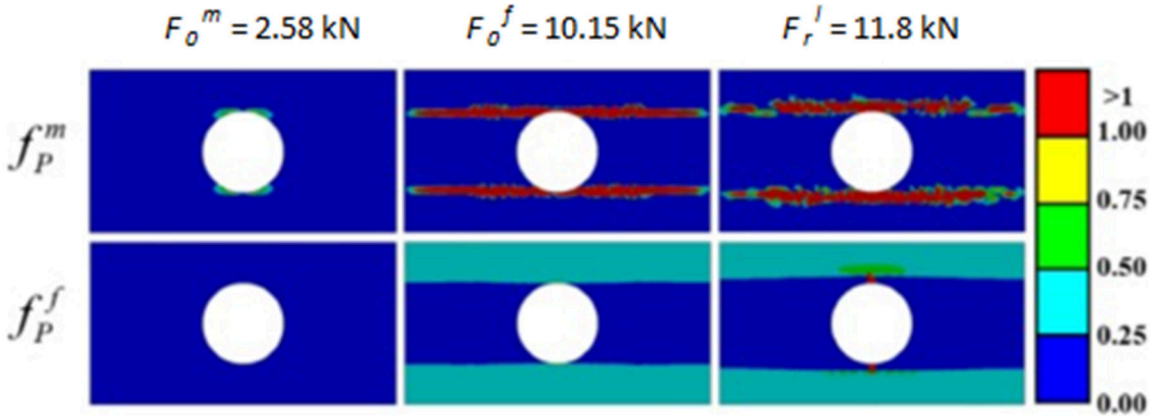


Figura 4.2 - f_P^m e f_P^f para a força de início de dano da matriz; F_0^m= 2,58 kN, para a força de início de dano da fibra; F_0^f = 10,15 kN, para a força de ruptura do c.p.; F_r^l= 11,80 kN, para o c.p. de CFRP de d = 25 mm. [33]

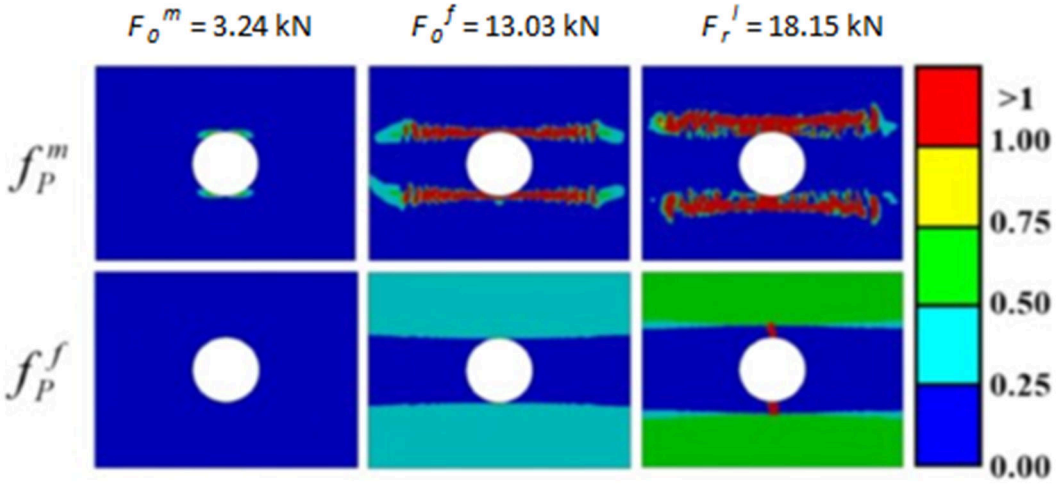


Figura 4.3 - f_P^m e f_P^f para a força de início de dano da matriz, F_0^m = 3,24 kN, para a força de início de dano da fibra; F_0^f = 13,03 kN, para a força de ruptura do c.p.; F_r^l = 18,15 kN, para o c.p. de CFRP de d = 16,5 mm. [33]

As conclusões apontadas a seguir são válidas para ambos os c.p.s. Para o início do dano à matriz, o c.p. ainda é capaz de resistir a uma carga considerável. A força de início do dano à matriz é cerca de 20% da força de ruptura. Por outro lado, um pequeno aumento de carga após o início do dano à fibra resulta na ruptura do c.p. É interessante ressaltar que a força de início de dano da matriz é cerca de 25% da força de início de dano das fibras em ambos os c.p.s de CFRP entalhados.

Para resumir a comparação entre os resultados experimentais e o modelo numérico, a Tabela 4.1 mostra a força de dano inicial, F_o e força de ruptura, F_r, para ambos os c.p.s de CFRP entalhados.

Tabela 4.1 - Comparação entre os resultados experimentais e os de EF. Fonte: Própria.

	d = 25 mm			d = 16,5 mm		
	Experimental	EF	Erro (%)	Experimental	EF	Erro (%)
F_0 (kN)	2,71	2,58	-4,8	3,24	3,24	0
F_r (kN)	11,51	11,8	2,5	18,46	18,15	-1,7

Para todos os casos avaliados, o dano inicial e a ruptura para d = 25 mm e d = 16,5 mm, o erro foi inferior a 5% e o erro quadrado médio foi de 1,42%, comparando-se os resultados experimentais de carga e as simulações do modelo numérico de EF. Considerando os resultados e as discussões apresentadas, o modelo numérico é considerado eficiente para representar o comportamento mecânico dos c.p.s de CFRP entalhados.

Apenas um teste experimental de um c.p. não entalhado e os dados do fornecedor são necessários para obter as propriedades elásticas necessárias. Apenas dois testes experimentais de c.p.s entalhados, usando termografia, são necessários para calcular as resistências necessárias.

É importante destacar a importância fundamental da técnica termográfica para a aplicação desta metodologia devido à sua capacidade de monitorar o início dos danos em compósitos.

Uma vez que as resistências do laminado são obtidas, a última etapa deste procedimento multiescala é avaliar S_{t}^{f}, S_{s}^{m} e u_{v}^{c}. Esta tarefa pode ser desenvolvida com sucesso manipulando Eq. (22-24), a partir do modelo VSPK.

Os resultados das resistências do laminado, matriz e fibra dos c.p.s de CFRP entalhados são apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Calibração das resistências do laminado, matriz e fibra. Fonte:Própria

Resistência à tração longitudinal do laminado	Resistência ao cisalhamento no plano do laminado	Resistência à tração transversal do laminado
S_{11}^{t}= 1275 MPa	S_{12}^{s}= 31 MPa	S_{22}^{t}= 41 MPa
Resistência à tração da fibra	Resistência ao cisalhamento da matriz	Densidade de energia de dilatação crítica da matriz
S_{t}^{f}= 2732 MPa	S_{s}^{m}= 41,7 MPa	u_{v}^{c}= 0,162 MPa

4.2 Desenvolvimento

Para relacionar o início e a propagação do dano com a variação de temperatura, os danos médios nos c.p.s de CFRP e as variações de temperatura em função do tempo são plotados na Fig. 4.4. É importante salientar que o dano médio considera todo o c.p. de CFRP; o dano médio é zero para c.p.s de CFRP virgens e um para c.p.s de CFRP completamente danificados.

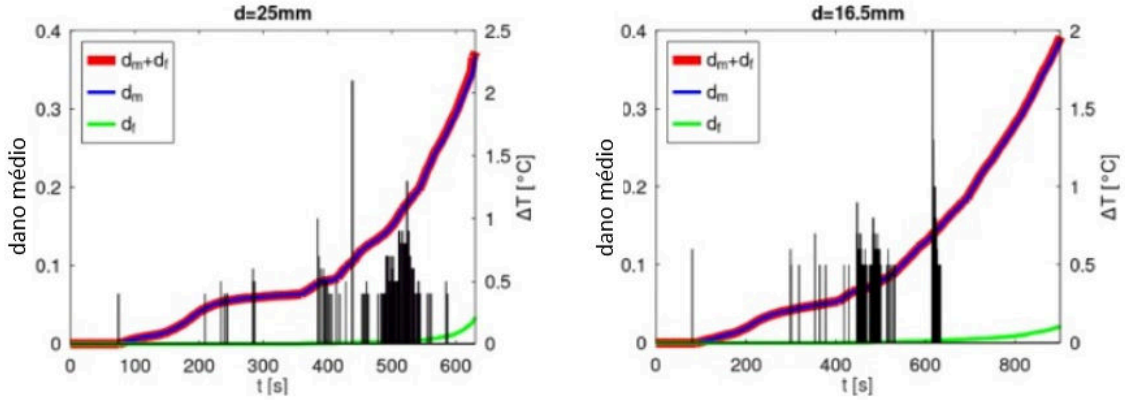
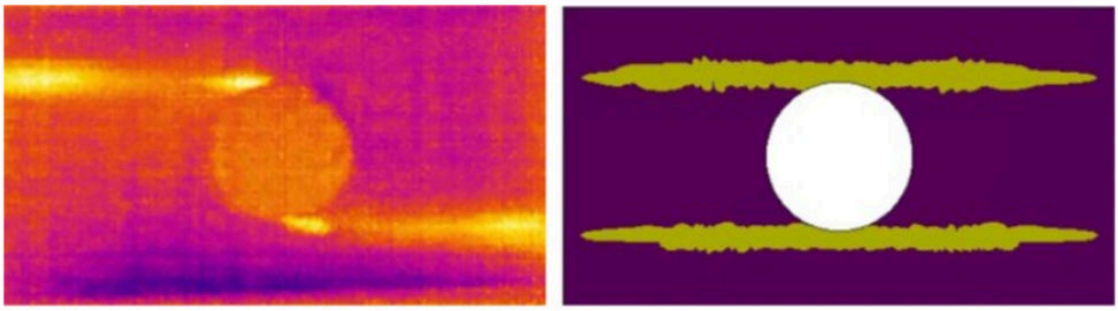


Figura 4.4 - Danos médios do modelo de EF (linha vermelha para danos totais, linha azul para danos de matriz e linha verde para danos de fibra) e variação de temperatura (barras pretas) vs tempo. [33]

Nota-se que o dano médio total (linha vermelha espessa), que é a soma dos danos da matriz e das fibras, é quase igual ao dano médio da matriz (linha azul fina), pois o dano médio das fibras (linha verde fina) só começa a crescer mais próximo da ruptura. O crescimento do dano médio está diretamente relacionado aos eventos de aquecimento significativos. Em outras palavras, quando há uma alta concentração de eventos de aquecimento, a inclinação da curva de dano médio tende a aumentar.

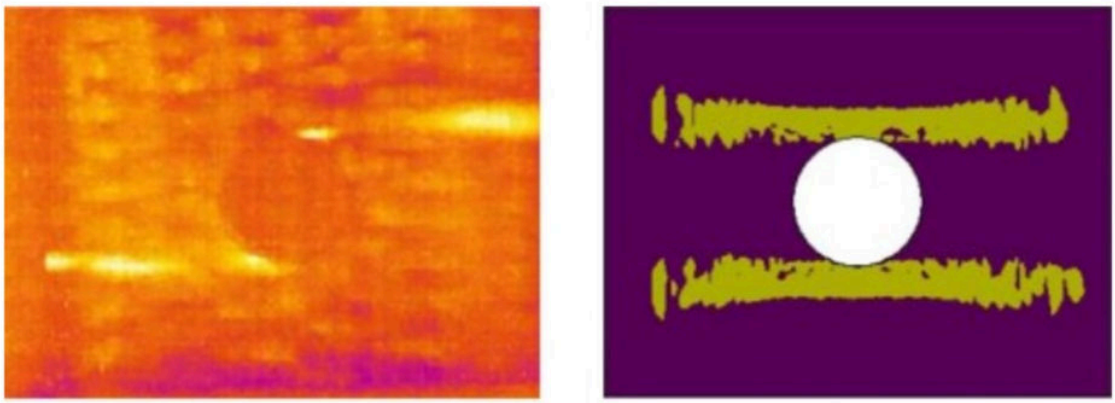
Uma forma interessante de apresentar os resultados após a falha final dos c.p.s é mostrado nas Figuras 4.5 e 4.6. Na parte experimental, um software de tratamentos de imagens foi usado para "somar" todos os eventos de aquecimentos localizados das imagens de cada c.p. Esta abordagem deixa claro as regiões danificadas dos c.p.s, e em consequência, a geometria das falhas finais.

As áreas danificadas obtidas experimentalmente, por termografia, e através da abordagem multiescala, utilizando EF, são comparadas nas Figuras 4.5 e 4.6 para os c.p.s de CFRP entalhados.



(a) (b)

Figura 4.5 - Comparação das áreas danificadas para o c.p. de CFRP com d = 20 mm: (a) danos acumulados por termografia em regiões mais claras; (b) danos acumulados pelo modelo de EF em amarelo. [33]



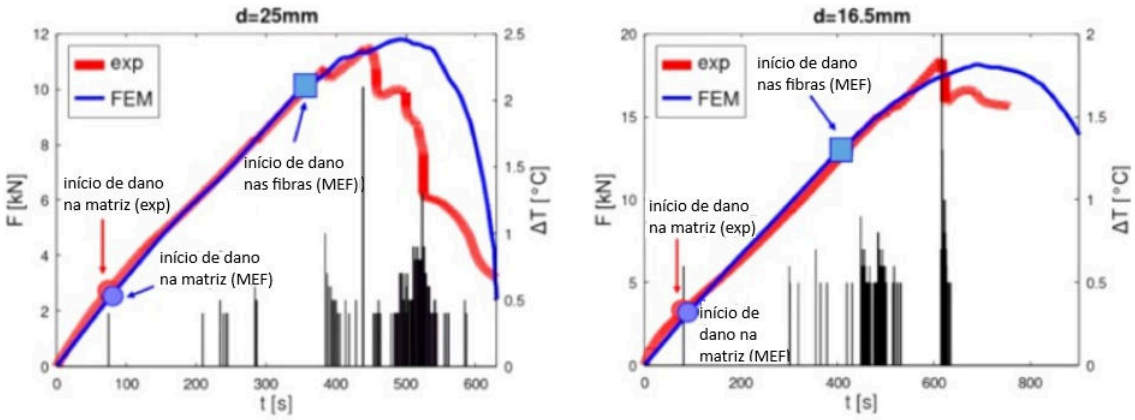
(a) (b)

Figura 4.6 - Comparação das áreas danificadas para o c.p. de CFRP com d = 16,5 mm: (a) danos acumulados por termografia em regiões mais claras; (b) danos acumulados pelo modelo de EF em amarelo. [33]

Experimentalmente, o dano é representado pela soma gráfica dos eventos de aquecimento. Numericamente, pode ser obtido pelo modelo de EF em conjunto com o critério de falha de Puck. Para melhorar a comparação, as áreas danificadas estão em amarelo, e as regiões não danificadas estão em laranja ou roxo para os resultados

experimentais e em roxo para resultados obtidos pelo modelo de EF. Podem ser observados padrões muito semelhantes entre as duas abordagens. A única diferença visível é que os resultados experimentais não são simétricos, indicando um possível desalinhamento das fibras. Contudo, pequenos desalinhamentos fibras não induzem uma variação significativa na resistência do laminado de CFRP com entalhe [57].

Para concluir esta seção, a Fig. 4.7 mostra as forças e variações de temperatura vs tempo, destacando o início de danos da matriz para a abordagem experimental e numérica e o início de danos da fibra para a abordagem numérica.



(a) (b)

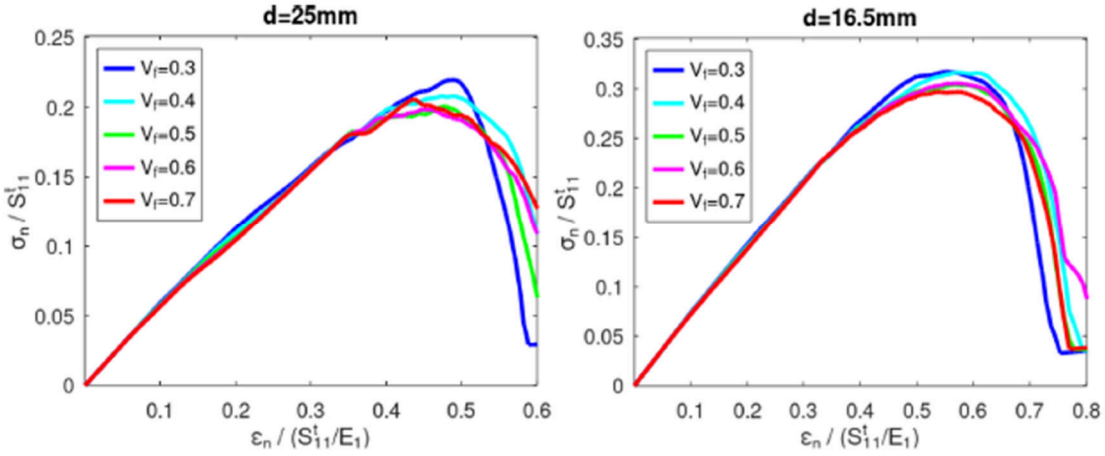
Figura 4.7 - Força vs tempo (linha vermelha para linha experimental e linha azul para o modelo de EF) e temperatura (barras pretas), com marcações para o início de danos de fibra e matriz para o c.p. de CFRP: (a) d = 25 mm e (b) d = 16,5 mm. [33]

Comparando a variação experimental da temperatura com o início do dano, é possível perceber que os danos das fibras tendem a induzir uma variação de temperatura mais elevada do que os danos da matriz. Para os c.p.s utilizados, os danos da matriz tendem a induzir um aquecimento com amplitude em torno de 0,5°C, enquanto os danos das fibras tendem a induzir valores de aquecimento maiores, em torno de 1°C. Este resultado é qualitativamente esperado, uma vez que é necessária uma energia mais elevada para danificar as fibras do que para danificar a matriz. Contudo, a informação quantitativa da variação de temperatura de acordo com o tipo de dano pode ser muito útil para estudos de tolerância ao dano.

4.3. Influência da fração de volume de fibra para laminados entalhados

Esta seção tem como objetivo investigar a influência de V_f no dano de laminados entalhados. Os c.p.s são assumidos com as mesmas dimensões geométricas anteriormente relatadas, mas agora as propriedades mecânicas efetivas são computadas usando as propriedades dos constituintes listadas nas Tabelas 2.1 e 4.2 e Eq.(12-19) e (22-24).

A Fig. 4.8 mostra as curvas tensão-deformação normalizadas. A tensão nominal e a deformação são divididas pelos valores críticos para laminados sem entalhes: resistência à tração longitudinal, S_{11}^t, e a deformação longitudinal máxima para carga uniaxial, S_{11}^t/E_1.

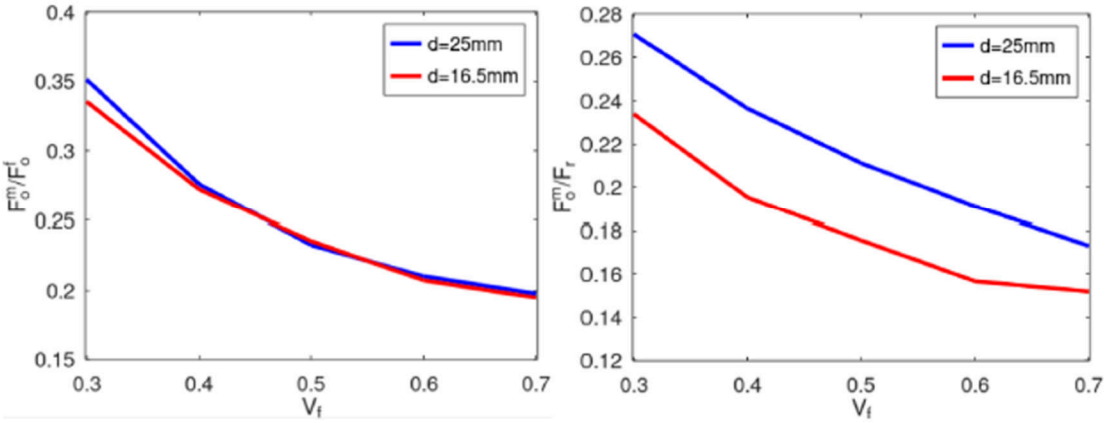


(a) (b)

Figura 4.8 - Curvas tensão vs deformação normalizadas segundo V_f para o c.p.: (a) d = 25mm e (b) d = 16,5mm (b). [33]

É possível perceber que a redução da resistência devido ao furo circular é quase insensível a V_f considerando as relações normalizadas: $\sigma_n \approx 0{,}2S_{11}^t$ para d = 25 mm e $\sigma_n \approx 0{,}3S_{11}^t$ para d = 16,5 mm.

A Fig. 4.9 mostra a razão entre a força de início do dano à matriz e a força de início do dano à fibra; e a razão entre a força de início do dano à matriz e a força de ruptura.



(a) (b)

Figura 4.9 - Influência de V_f na razão entre: (a) força de início do dano à matriz e força de início do dano à fibra; (b) força de início do dano à matriz e força de ruptura. [33]

Uma tendência diferente é percebida agora: a influência de V_f é mais significativa do que o diâmetro do furo, principalmente para a razão entre a força de início do dano à matriz e a força de início do dano à fibra.

Por fim, a Fig. 4.10 mostra a força de início do dano à matriz, a força de início do dano à fibra e a força de ruptura normalizadas pela força máxima que o c.p. pode resistir para um c.p. ideal insensível a entalhes, $F_{NI} = S_{11}^t(W - d)$.

A Fig. 4.10 mostra a força de início do dano à matriz, a força de início do dano à fibra e a força de ruptura normalizadas.

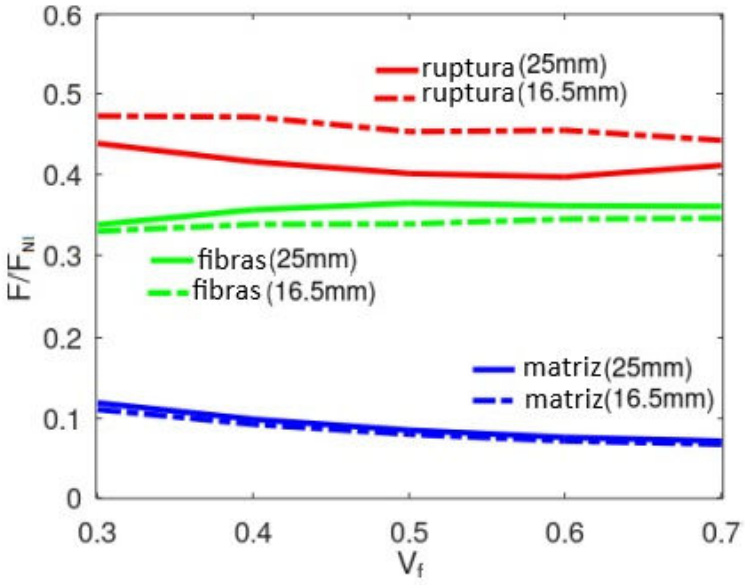


Figura 4.10 - Sensibilidade ao entalhe segundo V_f. [32]

É interessante notar que a menor tolerância a danos após o início do dano à fibra é para d = 25 mm e $0,5 \leq V_f \leq 0,6$. Em outras palavras, esta região tem as curvas mais próximas do início do dano e da ruptura à fibra.

Capítulo 5 - Conclusão

Um novo procedimento multiescala é apresentado utilizando uma metodologia híbrida analítico-numérica-experimental. A análise micromecânica é desenvolvida combinando analiticamente o módulo de Tsai e o modelo VSPK. A análise macromecânica é realizada para obter as resistências dos laminados utilizando um modelo de EF combinado com ensaios de tração de c.p.s de CFRP entalhados monitorados por termografia. A ideia principal é a calibração das resistências dos laminados é baseada no método otimização univariante. Devido à capacidade da técnica de termografia para captar o início dos danos, as resistências são obtidas resultando num erro médio quadrático inferior a 1,5% em comparação com os resultados experimentais. As áreas danificadas têm também padrões semelhantes comparando abordagens experimentais e numéricas. A combinação do módulo de Tsai, modelo micromecânico VSPK, modelo de EF, critério de falha de Puck e técnica de termografia resulta numa metodologia robusta. Utilizando apenas três ensaios experimentais e três propriedades de componentes obtidas dos fornecedores de fibra e de matriz como entrada de dados, pode-se avaliar oito propriedades do laminado, duas propriedades da matriz e cinco propriedades da fibra, através da resolução de um problema inverso. Por fim, as propriedades dos constituintes calculadas são utilizadas, via modelo híbrido, para avaliar a influência da fração volumétrica da fibra no início e na propagação do dano.

Referências Bibliográficas

[1] Castro, J.T.P., M.A. Meggiolaro, *Fatigue Design Techniques: Vol. I - High-Cycle Fatigue*, CreateSpace Independent Publishing Platform, 2016.

[2] Savin, G.N., *Stress distribution around holes*, NASA Technical Translation, Washington, DC, 1970.

[3] Timoshenko, S.P., Goodier, J.N., *Theory of Elasticity*, 3rd edition, McGraw Hill, 1970.

[4] Hwu, C., *Anisotropic Elastic Plates*, Springer, NY, 2009.

[5] Lekhnitskii, S.G., *Anisotropic Plates*, 3rd edition, Gordon and Breach Science Publishers, New York, 1987.

[6] Fatima, N.S., Rowlands, R.E.; "Stress analysis of finite orthotropic composite containing an elliptical hole", *Journal of Composite Materials*, v. 56(4), pp. 575-587, 2021, https://doi.org/10.1177/00219983211050709.

[7] Peterson, R.E., *Stress Concentration Factors*, 1st edition, John Wiley & Sons, 1974.

[8] Zappalorto, M.; "Universal equations for the mode I stress distribution in finite size orthotropic plates with blunt notches and holes", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 109, pp. 102768, 2020. https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102768.

[9] Zappalorto, M., Carraro, P.A.; "Stress distributions for blunt cracks and radiused slits in anisotropic plates under in-plane loadings", *International Journal of Solids and Structures*, v. 56–57, pp. 136–141, 2015. https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2014.11.024.

[10] Tan, S.C.; "Laminated Composites Containing an Elliptical Opening. I. Approximate Stress Analyses and Fracture Models", *J. Compos. Mater.*, v.21, pp.925–948, 1987. https://doi.org/10.1177/002199838702101 00.

[11] Camanho, P.P., Erçin, G.H., Catalanotti, G., Mahdi, S., Linde, P.; "A finite fracture mechanics model for the prediction of the open-hole strength of composite laminates", *Composites: Part A*, v. 43, pp. 1219–1225, 2012. https://doi.org/10.1016/j. compositesa.2012.03.004.

[12] Zappalorto, M.; "Mode I Generalized Stress Intensity Factors for rounded notches in orthotropic plates", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 101, pp. 356–364, 2019. https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2019.03.014.

[13] Zappalorto, M.; "Static notch sensitivity in orthotropic materials and composites", *European Journal of Mechanics /A Solids*, v. 85, pp. 104094, 2021. https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2020.104094.

[14] Zappalorto, M. , Ricotta, M.; "Understanding the effect of notches in orthotropic solids subjected to static loads", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 116, pp. 103110, 2021. https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.103110.

[15] Talreja, R., Waas, A.M.; "Concepts and definitions related to mechanical behavior of fiber reinforced composite materials", *Composites Science and Technology*, v. 217, pp. 109081, 2022. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2021.109081.

[16] Caminero, M.A., Lopez-Pedrosa, M., Pinna, C., Soutis, C.; "Damage monitoring and analysis of composite laminates with an open hole and adhesively bonded repairs using digital image correlation", *Composites: Part B*, v. 53, pp. 76–91, 2013. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.04.050.

[17] Erçin, G.H., Camanho, P.P., Xavier, J., Catalanotti, G., Mahdi, S., Linde, P.; "Size effects on the tensile and compressive failure of notched composite laminates", *Composite Structures*, v. 96, pp. 736–744, 2013. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2012.10.004.

[18] Laux, T. *et al*.; "Modelling damage in multidirectional laminates subjected to multi-axial loading: Ply thickness effects and model assessment", *Composite Structures*, v. 266, pp. 113766, 2021. https://doi.org/10.1016/j. compstruct.2021.113766.

[19] Iarve, E.V., Mollenhauer, D., Kim, R.; "Theoretical and experimental investigation of stress redistribution in open hole composite laminates due to damage accumulation", *Compos. Part A-Appl. S.* vol. 36, pp. 163–171, 2005. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2004.06.011.

[20] Mollenhauer, D., Iarve, E.V., Kim, R., Langley, B.; "Examination of ply cracking in composite laminates with open holes: A moire interferometric and numerical study", *Compos. Part A-Appl. S.*, v.37, pp. 282–294, 2006. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.06.004.

[21] Llobet, J. *et al*.; "A continuum damage model for composite laminates: Part IV Experimental and numerical tests", *Mechanics of Materials*, v. 154, pp. 103686. 2021. https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2020.103686.

[22] Ni, X. *et al*.; "In situ synchrotron computed tomography study of nanoscale interlaminar reinforcement and thin-ply effects on damage progression in composite laminates", *Composites Part B: Engineering*, v. 217, pp. 108623, 2021, https://doi.org/10.1016/j. compositesb.2021.108623.

[23] Eder, M.A., Sarhadi, A., Chen, X. "A novel and robust method to quantify fatigue damage in fibre composite materials using thermal imagine analysis", *International Journal of Fatigue*, V. 150, pp. 106326 , 2021. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106326.

[24] Zalameda, J., Winfree, W.; "Detection and Characterization of Damage in QuasiStatic Loaded Composite Structures Using Passive Thermography", *Sensors*, v. 18, pp. 3562, 2018. https://doi.org/10.3390/s18103562.

[25] Lesiuk, G. *et al*.; "Minimal invasive diagnostic capabilities and effectiveness of cfrp patches repairs in long-term operated metals", *Metals*, v. 10, pp.984, 2020. https://doi.org/10.3390/met10070984.

[26] Montesano, J., Fawaz, Z., Bougherara, H.; "Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite", *Composite Structures*, v. 97, pp. 76–83, 2013. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2012.09.046.

[27] Montesano, J., Bougherara, H, Fawaz, Z; "Application of infrared thermography for the characterization of damage in braided carbon fiber reinforced polymer matrix composites, *Composites Part B: Engineering*, v. 60, pp. 137–143, 2014. https://doi.org/ 10.1016/j.compositesb.2013.12.053.

[28] Bandeira, C.F.C., Kenedi, P.P., JTP Castro; "On the use of thermographic method to measure fatigue limits", *Lat. Am. J. Solids Struct.*, v. 15, pp.10, 2017. https://doi.org/ 10.1590/1679-78254331.

[29] Martins, G.C.P, Bandeira, C.F.C., Lima, G.W., Castro, J.T.P.; "Fatigue limit evaluations of Al 6351-T6 by thermographic and εN methods", *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 43, pp. 11, 2021. https://doi.org/10.1007/ s40430-020-02758-9.

[30] Rosa, G., Risitano, A.; "Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components", *International Journal of Fatigue*, v. 22, pp. 65–73, 2000. https://doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00088-2.

[31] Vergani, L., Colombo, C., Libenati, F.; "A review of thermographic techniques for damage investigation in composites". *Frattura ed Integrita Strutturale*, v.27, pp. 1-12, 2014. https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.27.01.

[32] Vignoli, L.L., Kenedi, P.P., Mariano, M.J.B.; "Exploring thermography technique to validate multiscale procedure for notched CFRP plates", *Composites Part C: Open Access*, v.7, pp.1-10, 2022. https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2022.100241.

[33] Mariano, M.J.B., Vignoli, L.L., Kenedi, P.P.; "Multiscale procedure for notched CFRP plates – an experimental validation". In: Proceedings of the 6th Brazilian Conference on Composite Materials", agosto de 2022, Tiradentes, MG, Brasil. .

[34] Lesiuk, G. *et al.*; "Fatigue crack growth rate in CFRP reinforced constructional old steel", *International Journal of Structural Integrity*, v. 9, pp. 381–395, 2018. https://doi.org/10.1108/IJSI-08-2017-0050.

[35] Mohabeddine, A. *et al.*; "Probabilistic S-N curves for CFRP retrofitted steel details", *International Journal of Fatigue*, v. 148, pp. 106205, 2021. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106205.

[36] Mohabeddine, A. *et al.*; "Fatigue crack growth modelling for cracked small-scale structural details repaired with CFRP", *Thin-Walled Structures*, v. 161, pp. 107525, 2021. https://doi.org/10.1016/j. tws.2021.107525.

[37] Xin, H. *et al.*; "Numerical Simulation of Non-Fick Moisture Diffusion of Pultruded Composite GFRP Bridge Deck Plates", *Journal of Performance of Constructed Facilities*, v. 35, pp. 04021079, 2021. https://doi.org/10.1061/(ASCE)CF.1943-5509.0001655.

[38] Mohabeddine, A. *et al.*; "An approach for predicting fatigue life of CFRP retrofitted metallic structural details", *International Journal of Fatigue*, v. 154, pp. 106557, 2022. https://doi.org/ 10.1016/j.ijfatigue.2021.106557.

[39] Faria, J.J.F. et *al.*; "Determination of the fatigue behavior of mechanical components through infrared thermography", *Engineering Failure Analysis*, v. 134, pp. 106018, 2022. https://doi.org/ 10.1016/j.engfailanal.2021.106018.

[40] Vignoli, L.L., Savi, M.A.; "Multiscale failure analysis of cylindrical composite pressure vessel: a parametric study", *Latin American Journal of Solids and Structures*, v. 15(11), 2018. https://doi.org/10.1590/1679-78254323.

[41] Shah, P.D. *et al.*; "Evaluation of Notched Strength of Composite Laminates for Structural Design", *J. Compos. Mater.*, v. 44 (20), 2010. https://doi.org/10.1177/0021998310372713.

[42] Kalamkarov, A.L., Kolpakov, A.G., *Analysis, Design and Optimization of Composite Structures,* 2nd edition, Wiley, 1997.

[43] Arteiro, A., *et al.*; "Simulation of the Mechanical Response of Thin-Ply Composites: From Computational MicroMechanics to Structural Analysis", *Archives of Computational Methods in Engineering*, v. 26, pp. 1445–1487, 2019. https://doi.org/10.1007/s11831-018-9291-2.

[44] Patel, D.K., Waas, A.M.; "Multiscale analysis of notched fiber reinforced laminates", *Composites Part B*, v. 173, pp. 106986, 2019. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.106986.

[45] Patel, D.K., Waas, A.M.; "Multiscale modeling of tensile fracture in fiber reinforced composites", *Composites Part C – Open Access*, v. 2, pp. 100016, 2020. https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2020.100016

[46] Tsai, S.W., Melo, J.D.D.; "An invariant-based theory of composites"; *Compos. Sci. Technol.*, v. 100, pp. 237–243, 2014. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2014.06.017.

[47] Vignoli, L.L., Castro, J.T.P, Meggiolaro, M.A.; "Stress Concentration Issues in Unidirectional Laminates", *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 41, pp. 462, 2019. https://doi.org/10.1007/s40430-019-1965-7.

[48] Vignoli, L.L., Savi, M.A. , Pacheco, P.M.C.L. , Kalamkarov, A.L. ; "Multiscale approach to predict strength of notched composite plates", *Composite Structures*, v. 253, pp. 112827, 2020. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112827.

[49] Vignoli, L.L., Savi, M.A., Pacheco, P.M.C.L., Kalamkarov, A.L.; "Comparative analysis of micromechanical models for the elastic composite laminae", *Composites Part B - Engineering*, v. 174, pp. 106961, 2019. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.106961.

[50] Vignoli, L.L., Savi, M.A., Pacheco, P.M.C.L., Kalamkarov, A.L.; "Micromechanical analysis of longitudinal and shear strength of composite laminae", *Journal of Composite Materials*, v. 54, pp. 4853–4873, 2020. https://doi.org/10.1177/0021998320936343.

[51] Vignoli, L.L., Savi, M.A., Pacheco, P.M.C.L., Kalamkarov, A.L.; "Micromechanical models to estimate transversal strength of composite laminae", *Composite Structures*, v. 250, pp. 112546, 2020. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112546.

[52] Vignoli, L.L., Castro, J.T.P., A Parametric Study of Stress Concentration Issues in Unidirectional Laminates, Mechanics of Advanced Materials and Structures 28 (2021) 1554–1569, https://doi.org/10.1080/15376494.2019.1688434.

[53] Harizi, W. et al.; "Mechanical damage assessment of Glass Fiber-Reinforced Polymer composites using passive infrared thermography", *Composites Part B: Engineering*, v. 59, pp. 74–79, 2014. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.11.021.

[54] Wang, X.G., Feng, E.S., Jiang, C.; "A microplasticity evaluation method in very high cycle fatigue", *International Journal of Fatigue*, v. 94, pp. 6–15, 2017. https://doi.org/10.1016/ j.ijfatigue.2016.09.004.

[55] Arteiro, A. *et al.*; "A case for Tsai's Modulus, an invariant-based approach to stiffness", *Composite Structures*, v. 252, pp. 112683, 2020. https://doi.org/%2010.1016/j.compstruct.2020.112683.

[56] Tsai, S.W. *et al.*; *Composite Laminates Theory and practice of analysis, design and automated layup*. Composite Design Group, Department of Aeronautics & Astronautics, Stanford University, Stanford, 2017.

[57] Ha, S.K., Cimini, C.A.; "Theory and validation of the master ply concept for invariant-based stiffness of composites", *Journal of Composite Material*, v. 52, pp.1699-1708, 2018. https://doi.org/10.1177/0021998317728782.

[58] Vignoli, L.L. *et al.*; "Trace theory applied to composite analysis: A comparison with micromechanical models", *Composites Communications*, v. 25, pp.100715, 2021. https://doi.org/10.1016/j.coco.2021.100715.

[59] Puck, A., Schurmann, H.; "Failure Analysis of FRP Laminates by Means of Physically Based Phenomenological Models, *Composites Science and Technology*, v. 58, pp. 1045–1067, 1998. https://doi.org/10.1016/S0266-3538(01)00208-1.

[60] Kaddour, A.S., Hinton, M.J.; "Maturity of 3D failure criteria for fibre reinforced composites: Comparison between theories and experiments: Part B of WWFE-II", *J. Compos. Mater.*, v. 47, pp. 925–966, 2013. https://doi.org/10.1177/0021998313478710.

[61] Soden, P.D., Kaddour, A.S., Hinton, M.J.; "Recommendations for designers and researchers resulting from the world-wide failure exercise", *Compos. Sci. Technol.*, v. 64, pp. 589–604, 2004. https://doi.org/10.1016/S0266-3538(03)00228-8.

[62] Knops, M.; Analysis of failure in fiber polymer laminates: the theory of Alfred Puck, Springer, Leipzig, 2008.

[63] Hinton, M.I., Kaddour, A.S., Soden, P.D.; *Failure criteria in fiber reinforcement polymer composites: the word-wide failure exercice*, Elsevier, Amsterdam, 2004.

[64] Kaddour, A.S., Hinton, M.J.; "Input data for test cases used in benchmarking triaxial failure theories of composites", *J. Compos. Mater*. v. 46, pp. 2295–2312, 2012. https://doi.org/10.1177/0021998312449886.

[65] Elnekhaily, S.A., Talreja. R.; "Effect of axial shear and transverse tension on early failure events in unideretional polymer matrix composites", *Composites Part A*, v. 119, pp. 275-282, 2019. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.01.031.

[66] Barbero, E.J., Shahbazi, M.; "Determination of material properties for ANSYS progressive damage analysis of laminated composites", *Composite Structures*, v.176, pp.768-779, 2017. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.05.074.

[67] Barbero, E.J., Shahbazi, M.; "Determination of critical energy release rates for discrete damage mechanics analysis in ANSYS", Theoretical and Applied Fracture Mechanics. v.92, pp.99-112, 2017. https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.05.016.

Apêndice – Trabalhos Publicados



Proceedings of the
6th Brazilian Conference on Composite Materials
ISBN 978-65-00-49386-3
Part of ISSN 2316-1337
Organised & Edited by R.J. da Silva & T.H. Panzera
Content available at: doi.org/10.29327/566492

Multiscale procedure for notched CFRP plates – an experimental validation

MJB Mariano[a], LL Vignoli[b], PP Kenedi[c, *]

(a) 0000-0002-5195-7422 (Federal Center of Technological Education Celso Suckow da Fonseca – Brazil)
(b) 0000-0003-3288-3568 (Federal University of Rio de Janeiro – Brazil)
(c) 0000-0001-5363-843X (Federal Center of Technological Education Celso Suckow da Fonseca – Brazil)
* Corresponding author: paulo.kenedi@cefet-rj.br

Keywords: multiscale analysis, thermography, damage

Abstract: The estimation of the damage offset of notched composite plates is an important mechanical design objective, for industries, as the aeronautical ones. To achieve this objective, a novel multiscale procedure is proposed to estimate the damage onset of notched composite plates submitted to axial load, minimizing the amount of experimental test required. The micromechanical modeling combines Tsai's modulus with VSPK model. The macromechanical modeling uses the finite element method and the Puck failure criterion. The thermographic results of experimental tensile tests, using notched composite plates specimens, were used to compare with FEM results. The capability to capture significative sudden heating events, that are related to the damage onset, turns the thermography technique quite useful to implement the proposed methodology.

1. Introduction

The design of composite structures against failure can be quite challenging. Nevertheless, most of the research in this area have been focusing on rupture, without evaluation of damage onset. Damage onset and propagation have been approached, for instance, by Talreja & Waas [1], highlighting important aspects to improve the ability of composite modeling. Considering these studies, the thermography application presented by Zalameda & Winfree [2] is a promising technique to assess the composite damage with a contactless technique. An additional difficulty of composite design has to do with the fact that it is an essentially multiscale problem. It involves multiple variables, with limited utilization of experimental results, mainly when structural optimization is necessary.

Hence, multiscale models have become an essential tool for composite design, Arteiro *et al.* [3]. Motivated by Tsai & Melo [4], the proposed modeling procedure is developed to decrease the amount of necessary experimental input data.

Tiradentes, Minas Gerais, Brazil
14-18th August 2022
Copyright © 2022 Authors retain the copyright of this article.

PREPRINT

[33] Mariano, M.J.B., Vignoli, L.L., Kenedi, P.P.; "Multiscale procedure for notched CFRP plates – an experimental validation". In: Proceedings of the 6th Brazilian Conference on Composite Materials", agosto de 2022, Tiradentes, MG, Brasil. https://doi.org/10.29327/566492.

Composites Part C: Open Access 7 (2022) 100241

Contents lists available at ScienceDirect

Composites Part C: Open Access

journal homepage: www.sciencedirect.com/journal/composites-part-c-open-access

Exploring thermography technique to validate multiscale procedure for notched CFRP plates

Lucas Lisbôa Vignoli [a,*], Paulo Pedro Kenedi [b], Monique de Jesus Braz Mariano [b]

[a] Center for Technology and Application of Composite Materials, Department of Mechanical Engineering, Federal University of Rio de Janeiro, Macaé, RJ, Brazil
[b] Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, (PPEMM), CEFET/RJ, Rua Maracanã, 229, RJ, Brazil

ARTICLE INFO

Keywords:
CFRP
Notched plates
Multiscale analysis
Thermography
Damage

ABSTRACT

Stress concentrations induced by notches is an engineering problem, presented in most real structural failures. Due to the importance of this topic and considering the large amount of variables related to composite design, a novel multiscale procedure is proposed to evaluate damage onset and propagation in notched composite plates, minimizing the amount of experimental test required. The micromechanical modeling combines Tsai's modulus with VSPK model, while the macromechanical modeling uses the finite element method and the Puck failure criterion. Experimentally, tensile tests of notched plates are carried out monitored by thermographic camera. The thermography technique is a fundamental part of the proposed methodology, due to its capability to capture damage onset related to significative heating events. Just 3 experimental tests are necessary: 1 unnotched specimen for tensile test and 2 notched specimens monitored with thermography. 3 constituents' properties from supplier datasheet are necessary to obtain others 15 properties: 8 lamina properties, 2 matrix properties and 5 fiber properties. Comparing the experimental results with the numerical-analytical methodology, a mean square error of 1.42% is obtained.

1. Introduction

Stress concentrations are present in engineering structures caused by abrupt geometry variations, like notches, usually being the reason of structural failure [8]. There are some exact solutions based on the theory of elasticity for stress concentration problems in infinity medium for isotropic [41, 46] and anisotropic [17, 25] materials. For a finite medium, the exact solution becomes more difficult, and some approximate equations are available on the literature [13, 39, 62, 64].

There are some analytical models proposed to evaluate the rupture of notched composite plates. One of the most important approaches is presented by Tan [45] and some recent advances are introduced by Camanho *et al.* [6] and Zappalorto [61] using linear elastic fracture mechanics (LEFM) concepts. Recently, Zappalorto [63] and Zappalorto & Ricotta [65] presented comprehensive discussion about notch sensitivity in orthotropic materials to evaluate when failure mechanism is driven by stress (strength) or by energy (fracture).

Nevertheless, most of these researchers have focus on rupture, without evaluation of damage onset and its propagation. Damage onset and propagation are concerned by Talreja & Waas [44], highlighting important aspects to improve the understanding of composite modeling. However, there are some experimental issues related to damage monitoring. Damage tracking with digital image correlation (DIC) [7, 11, 24], Moiré interferometric technique [18, 33], X-ray inspections [28], synchrotron computed tomography [36] and using thermal cameras [9, 60] have been explored. Considering these studies, the thermography application presented by Zalameda & Winfree [60] is a promising technique to evaluate damage onset with a simple set of equipment and without need of contact. For additional discussion about importance of minimally invasive approaches to diagnose damage in structures, see Lesiuk *et al.* [27].

Applications of thermography are most commonly discussed for fatigue analysis in composite materials [34, 35] as well as for metals [3, 29]. La Rosa & Risitani [23] summarized the Risitano method for fatigue limit evaluation using thermography. A general overview of applications for composite materials is presented by Vergani *et al.* [49].

Considering real structures submitted to fatigue load, Lesiuk *et al.* [26], Mohabeddine *et al.* [30], Mohabeddine *et al.* [31], Xin *et al.* [59] and Mohabeddine *et al.* [32] presented investigations about composite reinforce in metallic structures and Faria *et al.* [12] studied the application of thermography.

An additional difficult for composite design is the intrinsically

* Corresponding author.
E-mail addresses: ll.vignoli@mecanica.coppe.ufrj.br (L.L. Vignoli), paulo.kenedi@cefet-rj.br (P.P. Kenedi), monique.mariano@aluno.cefet-rj.br (M.J.B. Mariano).

https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2022.100241

Available online 8 February 2022
2666-6820/© 2022 Published by Elsevier B.V. This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/).

[32] Vignoli, L.L., Kenedi, P.P., Mariano, M.J.B.; "Exploring thermography technique to validate multiscale procedure for notched CFRP plates", *Composites Part C: Open Access*, v.7, pp.1-10, 2022. https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2022.100241.